

## 抄 録

### 2) 耐火材料並に燃料及驗熱

高温爐に於ける迫天井の構造に就て (Spotts, J., Mc Dowel, Blast Furnace and Steel Plant. Sept, 1939, p. 917.) 迫天井の適當の厚さは作業温度に於ける煉瓦の耐壓強度, スパンの長さ, 爐の種類, 耐火材の種類, 熱損及壽命を考慮して決定する可きであるが, 一般にスパン大なる冶金爐の天井に於ては, 其厚さ 0.060~0.065S (S=スパンの長さ), 硝子タンクの天井に於ては 0.040~0.045S である。Table 1. は米國に於ける各種の爐に就て天井の厚さとスパンの長さの關係を示したものである。

Table 1

Kind of Furnace	No. of Furnaces	Span		Roof Thickness		Ratio of Thickness to Span	
		Minimum ft. in.	Maximum ft. in.	Minimum in.	Maximum in.	Average	Range
Open-Hearth Steel—							
Bonded roofs	2	18 0	18 6	12	15	0.062	0.054-0.070
Rib roofs, valley rings	14	16 0	22 0	12	18	0.064	0.050-0.080
Rib roofs, rib rings	14	16 0	22 0	16	22½	0.084	0.070-0.100
Copper Reverberatory	11	20 0	29 0	15	20	0.060	0.043-0.075
Glass Tank—							
Melting end	10	26 9	33 10½	13½	18	0.046	0.038-0.050
Working end	10	23 10½	36 0	13½	14	0.040	0.031-0.049

天井厚さの最小限度 天井は餘り薄いと構造上不安定となる。厚さの最小限度は一般にスパン 5~12ft に對し 9", 12ft 以上に對しては 12~13½" とされ, 又特に甚しき浸蝕を受ける様な場合は之より大とされて居る。スパン大なる高温冶金爐に於ては, その厚さ 0.05S より小なるは稀にして多くは 0.06S 以上である。厚さを増せば煉瓦が熔損して崩壊の危険に露さるゝ迄の壽命が大となるのみならず, 傳導に依り放散さるゝ熱損 (Fig. 5 参照) も小となるから, 平爐天井の厚さは近來次第に厚くする傾向にあり, 某地方に於ては 13½" の厚さに 18" の rib 煉瓦を, 或は又 18" の厚さに 22½" の rib 煉瓦を使用して居る所もある次第である。然し一方に於ては厚い天井は其受熱面の熔損を早めるとも言はれて居るが, 珪石煉瓦天井の厚さを増してその熔損が促進されるものとすれば保温煉瓦を用いた場合も同様その壽命が短縮される筈であるが實際は温度の調節宜しきを得且保温法適當なる場合は却て壽命を増して居るから, この事は珪石煉瓦の場合には適用されないのである。3,000°F 以下に於ける平爐珪石煉瓦の消耗は主として鹽基性酸化物のため表面が熔解されるに依るもので, この場合煉瓦の厚さには無關係である。即ちその熔解の行程は先づ最初は極僅かに始り, 次に煉瓦の受熱面に於ける鹽基性酸化物の吸収が飽和状態に達する迄は徐々に増加し, 爾後は當分均等に進行し, 最後に, 煉瓦が使用に耐へない程度に薄く熔損して始めて, その熔解率が減少するのである。Heat losses and length of life of O.I.A. by A. Schleuter, Stahl u. E. 50,1393 (1930) に於ても, 薄い煉瓦が熔解率を減ずるのは, その厚さが使用に耐へざる程度に熔損したる後に於てであると言つて居る。以上は何れも正規の加熱に於ける場合の事であるが, 過熱した場合は之と異り, 煉瓦の熔損はその厚さに關係を有し, 厚い物程大且つ急激となる。R. B. Sosman (Pyrometry and the Steel Makers Refractories. Jour. Am. Cer. Soc. 21, 37 (1938)) に依れば, 加熱法適當なる平爐珪石煉瓦天井の受熱面の平均熔損は 1日に 1/10" 以下であるが, 過熱したる場合は數分間にして, よくその 10 數倍を熔損せしむとの事である。

天井厚さの最大限度 天井の厚さの最大値とライズとの關係は通常次に示す如くである。

ライズ 14" per ft. of Span に對する天井厚さ 0.10S

ライズ 1.25" per ft. of Span に對する天井厚さ 0.085S

ライズ 1.0" per ft. of Span に對する天井厚さ 0.065S

アーチのライズ アーチのライズは Fig. 6 に圖示されて居る。之れは in per ft. of Span 又は central angle を以て表はす。ライズが小なる時は迫持煉瓦及爐體抑へ金物に對し荷重大となり, 又ライズ大に過ぐれば加熱時に天井は外方に押し出されて了ふから, 迫アーチ設計の場合アーチのライズに對しては特に注意せねばならぬ。圓弧型アーチに於けるライズは普通 1~3" per ft. of Span とされて居り, スパン大にして高温で作業さるゝ珪石煉瓦天井では, 1" per ft. of Span 以下及 2" per ft. of Span 以上の事は稀である。勿論之等は標準を示したに過ぎず何れの爐に對しても之が適用されるものでは無い。ある爐に於ては燃焼に要する容積其他の要求に依りこの標準より大となし又或場合は之を小となす事がある。一例を示せば, 銅精製煉用爐に於ては作業上の必要ならそのライズは 1" per ft. of Span となされて居る。

central angle 60° 即ち 1.608 (約 1~1.9/a<sup>2</sup>) per ft. of Span を以て示さるゝライズが最も廣範圍に適用されて居る。之は 60° アーチが構造上の力及安定に關する一般の要求に叶て居るし又所要煉瓦數の計算に際しても, 内徑とスパンの長さは等しく, 従てアーチは圓周の 1/3 となるから容易にその所要數を求め得らるゝからである。

アーチの種類 Fig. 7, 8, 及 9 は各種 (bond 型, ring 型, 及 rib 型) のアーチを示す。之等の内で rib 型を除いたものは煉瓦の長さは何れも等しく従て天井の厚さは均一であるが rib 型は圖に見る如く短い煉瓦を以て巻かれたる數卷の valley rings に對し 1 卷の長手の rib ring より成て居り, rib ring に使用される煉瓦は valley rings に使用される煉瓦よりも其長さは 2½~4½" 丈け長い。

平爐に於ては bond 型, rib 型共に用ひられて居るが後者が一般に廣く用ひられ 12" 天井に 15 又は 16" の rib 煉瓦, 13½" 及 15" 天井に 18" の rib 煉瓦, 18" 天井に 22½" の rib 煉瓦が使用され各卷の幅は 4½, 6, 6¾ 又は 9" である。rib 型天井は valley rings が不安定なる厚さ迄熔損しても rib 煉瓦の厚さに依て天井の安定は保たれ且つ又部分修理の際も好都合であると言はれて居る Fig. 10 参照。

コンバウント・アーチ 平爐の天井は中央部より前後壁に寄た部分が早く熔損を蒙る。これは (1) 熔解作業時に爐内に山積みさせられたるスクラップの爲焔は二つに分たれ前後壁に近き所を比較的高速度にガスが流通すること (Fig. 11 参照), (2) 鋼滓に流動性を與ふる爲の添加物装入の際鋼表面よりの飛沫を蒙ること等に依る。斯くの如く前後壁に近き天井の部分は他部分より熔損が著しいから天井の構造としてはこの部分を (Fig. 12) の如く厚くする事が望ましい。この方法は更にコムポジット・アーチとなし熔損著しき場所に耐蝕性耐火材を用いたならば更に有效となる。

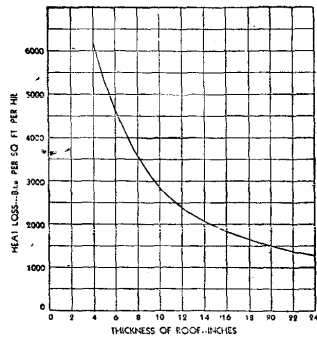


Fig. 5—Calculated Heat Losses through uninsulated silica roofs of various thicknesses for hot face temperature of 2900 deg. F.

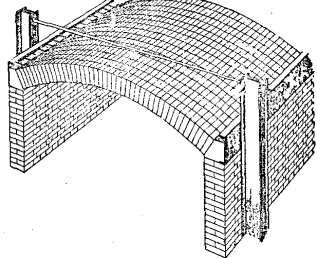


Fig. 8—Ring arch

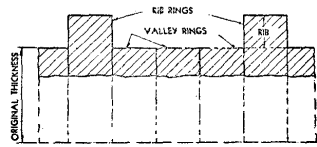


Fig. 10—Longitudinal section of ribbed arch after roof has worn thin

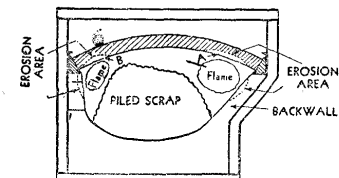


Fig. 11—Cross section of open-hearth furnace, showing roof erosion caused by splitting of flame on pile of scrap

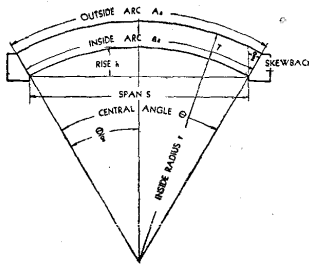


Fig. 6—Elements of typical circular-arc sprung arch

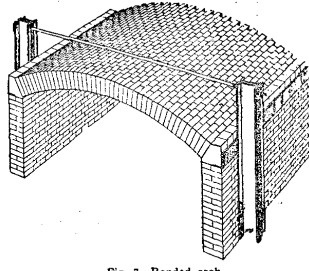


Fig. 7—Bonded arch

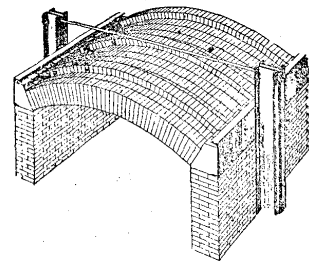


Fig. 9—Ribbed ring arch

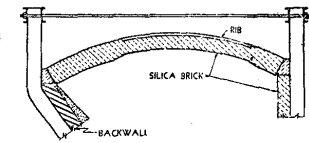


Fig. 12—Partial cross-section of basic open-hearth steel furnace showing silica brick roof with thickened roof section near back and front walls

珪石煉瓦天井の煉瓦積並熱上げ 天井の煉瓦積みは煉瓦積用木枠を用ひて兩邊抱煉瓦側より中央に向て行はれ、最後に中央に於て楔煉瓦を以て楔される。この楔作用が餘り強いと爐が加熱された場合煉瓦の熱膨張に依てアーチ内面に於ける煉瓦下端はピンチスガーリングを起すから注意を要し各道巻きは加熱に依り平均に上昇を來す如く均等に楔されねばならぬ。煉瓦積用木枠は之を取去た場合アーチの下垂するを豫測し、これが製作に當ては、この寸法丈け豫め高く作られる事を要する。一般に正しく煉瓦積みされた場合、この下垂量は、楔の強さ、又は使用されたる目地等に依り異なるが、スパン 16~20ft の場合は概ね 1½"~3" である。アーチ煉瓦の下端は、アーチの下垂に依て一時多少の間隙を生ずるがこれは加熱の進行に伴ひ接着しアーチ中央に近き煉瓦上端に於て僅かに間隙を生ずるに至る。平爐天井の下垂及加熱に依るアーチの上昇に関しては某製鋼工場の技師に依り次の如き實驗的 data が示されて居る。即ちスパンの長さ 20'—½", ライズ全高 2ft 8½", 天井は珪石煉瓦を使用し、rib 型アーチを採用し各巻幅 9", rib ring の厚さ 18", alley ring の厚さ 13½", 但し後壁側出鋼口を中心とせる天井 15×4ft は厚さ 22½" となし、爐兩端は各々爐全長 ¼ の長さにて rib 煉瓦の使用を廢しその厚さ 13½" となしたる 300t 傾注式平爐に於て、煉瓦積用木枠を取除きたる時のアーチ中央部の下垂

は 1¾" にして加熱時にこの位置よりの上昇量は夫々次の如くである。

- 第 1 日 薪火 最低位置よりの上昇 1½"
- 第 2 日 温度 1,700°F 最低位置よりの上昇 4¼"
- 第 3 日 温度 2,800°F 最低位置よりの上昇 4"
- 第 10 日 温度 2,960°F 最低位置よりの上昇 4"

又加熱中天井外面中央部及之より兩側 2ft のヶ所の煉瓦積に間隙を生じ、この程度は第 2 日目に於て最も著しく ¼~¾" であつたが 10 日目に於ては ¼" に減少した。(秋 元)

### 6) 鐵及鋼の加工

鋼の酸素アセチレン 熔接性に就て (Liedholm C. A., Metal Progress, Vol. 35, No. 1, 1939) 特殊な困難な仕様に合致する要求はどうかすると全く豫期せざる発見を生むことがある。例へば Cr 1.0%, V 0.18% を含む S.A.E. 6130 鋼の大物熔接品を、極端な寸法上の正確さと濕磁束 (Wet Magnaflux) による最後の検査を含む厳格な仕様に合格せしむるには Pittsburg Screw and Bolt Corp. の J. H. Meckee によつて發達した熔接性に對する特殊な材質試験に適合する鋼でなければならぬ、此の試験は原子水素焰により被試験材を横切てビードを熔融し、熔融中の鐵を調べれば良い。熔接性は信頼し得る作業者によつて百分率で規程され、70% が最小の適當な割合と考へられるが、80% が最も秀れてゐる。熔接性を規程するには次記の諸規則がその指針となる。

- (1) 連続的又は間歇的に熔融中の金屬からガスを發生することは高級熔接品の製作上特に良くない。多孔性になり易いからである。熔融金屬内部からの僅少な刺戟はそれがアーク或は熔接焰を邪魔せざる範圍内なら差支へない。
- (2) 偶發的のスパークは普通一度につき二つであるが、もしそれが熔接アークに障害を起すならば思はず。
- (3) 仕上げたビードの縁に沿つて逃げはいけない。これは熔接箇所と鋼との間の鋭い境界は疲労破壊を生む原因たる内力發生を助長するからである。
- (4) 良き流動性は望ましいが、流動性に乏しきは不可。

規格通りの熔接性を有する鋼を作ることゝ、規格通りの機械的性質を具へた鋼を作ることゝは全く別個のことであることが見出された。即ち熱腐蝕後の組織、顯微鏡的清淨、顯微鏡組織、硬度、物理的諸性質等は熔接性の高低に關係ある如くに見えるが、McQuaid-Ehn 試験の結果によると熔接性に關する限り、粒子の大小、標準鋼と非標準鋼との間に明かな差違の認められない事が明かとなつた。又表面仕上げ方法即ち酸洗やサンドブラストによる相違、眞直作業又は切斷から來る内力、壓延溫度、規定内にある分析上の單一元素の總ての變化が研究されたが、これ等は何れも熔接性には無關係である。脱酸技術に含まれるスクラップ混融及變化の如き種々の單獨又は複雑せる因子の豫備研究に對しては、誘導電熱爐内で小さい導熱

Source of Scrap	Melt No.	Weldability	Tl. added
Heat No. 8841	11	80%	0
	12	65	0.025%
	13	65	0.05
	14	60	0.10
	15	60	0.15
Heat No. 8840	16	80	0
	17	70	0.025
	18	60	0.05
	19	70--	0.10
	20	70	0.15

體 (Pilot heat) が準備された。次に左程重要な事ではないが、チタニウムの少量含有は熔接性を低下せしめるといふ興味ある観測がある。

上記の試験は各 series には異りたる scrap を使用したが、各群の melts (11~15 及 16~20) は同一の scrap (heat 8841 及 8840) から熔融した。各試験前には豫熱をなし、各 melt は約 15 分間 melt down から top 間に同時間保たしめた。実験工は勿論試験すべき鋼に對しては何も知らしめてない。Ti の含有は scrap 混態に於て示された如く、熔接性に變化を與へる原因と考へられる故に、分光グラフ分析で確かめた。普通の化學分析の結果は次の通りであつて、磷と硫黄はすべて 0.020% 以下である。

Heat	Weld rating	素材の成分表						
		C	Mn	Si	Cr	V	Ti	
		(第 1 群)						
636	75~80	0.29	0.59	0.35	0.89	0.20	0	
637	0	0.30	0.71	0.40	0.83	0.22	0.30	
638	60	0.37	0.64	0.37	0.93	0.30	0	
639	20	0.46	0.72	0.48	1.02	0.28	0	
9520	80	0.29	0.70	0.38	0.93	0.21	0	
9528	65	0.305	0.72	0.43	0.89	0.21	0	
9719	85	0.35	0.71	0.32	0.87	0.20	0	
		(第 2 群)						
7741	80	0.30	0.64	0.41	0.96	0.20	0	
8471	50	0.28	0.54	0.31	0.89	0.20	0	

分光測定の結果、第 1 群は Ni 0.01~0.1%, Cu 0.1%, Mo 0.01%, Ca 0.01%, Zn 0.001~0.01% である。又 Co と Sn は共に 0.001~0.01% か heats 636, 9528 及 9719 で、他は 0.01% である。Pb は 0.001%, 638 のみは 0.001~0.01%, Mg は熔接度の低い 637 及 639 で 0.001%, rating 60~80% の heats 636, 638 及 9520 では 0.001~0.01%, rating 65~85% の heats 9528 及 9719 で 0.01% 程度である。Al は heat 636 (rating 75~80%) が 0.001%, heat 638 (rating 60%) が 0.001~0.01%, heats 9528 及 9719 (rating 65~85%) が 0.01%, heats 637, 639, 9520 (rating 夫々 0, 20, 80%) は 0.01~0.1% である。分光グラフ式分析はスクラップ混態が如何に重要な役割を熔接性に與へるかを知らる爲に大切である。次に真空熔解によつて酸素含有量を 2 人の実験者が測定したが其の結果は一致せず可成りの相違を示した。然し 2 種の鋼材の酸素含有量比較相違は良く一致してゐる。此の研究によると rejection (吐戻し) なき期間は鋼 壓延機に左右され、18 ヶ月後には再研究をせねばならぬ事を示してゐる。分光グラフ式分析に加ふるに、第 1 群中より 5 種を取り真空熔解試験を行た。その結果によると不確實にして經驗的な誤差の因子を考へ、又異なる実験方法間に起る一定の誤差を許すとして、weld rating 試験が元來個人の經驗と判斷に待ち、正確な科學的根據が無いといふ事實にも不拘、鋼内 酸素量と熔接性間の相對的一致は非常に良好であつて兩者間に決定的な關係の存することを明示した。この事實は熔接性の改良に對してなされた種々の努力を裏書きするものであつて、決定的主要因子と考へられる諸點は、清淨にして微細過ぎる scrap の選擇、熔融中に起る酸化の周到なる防止である。

此の研究によつて得たる結論は正しい科學的根據は無いが、實地結果によつてよく立證されてゐると言つて良い。使用材料も S A E 6130 のみで、僅かに原子水素焔が用ひられたに過ぎないが、一般的なものへの應用性を有する。鋼の熔接性を制限する硬化性の如きは

材料が低酸素含有のものである限り特殊分析の可能性が充分實現し得るのである。次に参考迄にガス分析の結果を表記する。

## 分析者 A.

	Heat 7741	Heat 8471
Weld rating	80%	50%
1,150°C (酸素は FeO 及 MnO の形)	0.0019	0.0043
1,350°C ( " SiO <sub>2</sub> )	0.0038	0.0087
1,550°C ( " Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> )	0.0083	0.0068
全 N <sub>2</sub>	0.0150	0.0148
" H <sub>2</sub>	0.0002	0.0007
" O <sub>2</sub>	0.0140	0.0198

## 分析者 B.

Heat	Rating	O <sub>2</sub>	N <sub>2</sub>
		(第 1 群)	
636	75~80	0.0040%	0.0109%
637	20	0.0076	0.0028
9520	85	0.0048	0.0086
9528	65	0.0055	0.0085
528	85	0.0023	0.0013
		(第 2 群)	
7741	80	0.0061	0.0126
8741	50	0.0085	0.0170

(I. K.)

改良型連續爐に依る鍛接管製造 (The Iron and Coal Trade Review. Sept. 16, 1938.) Fretz Moon 式鍛接管製造に關しては亞米利加 Spang Chalfant 社 Etna 工場が其施設に於て最も代表的のものである。この工場は創立以來僅か 5 ヶ月を算する今日に於て既に 1/2~3" 迄の管を 1 時間當り 20t の割りで製産して居る。

此處で使用されて居る製造材料たるストリップコイルの大きさは、直徑 35~38", 重量は、ストリップの幅に依り異り概ね 600~1,800 lbs, 其全長 185~550 ft である。先づコイルは使用に先だち 6~8 ケヅム秤量され、次に 1 ケヅム巻戻し用 マンドレル上に置かれ、之よりコイルの一端はローラーレベラーを経て電氣熔接機に送らる。此處で前コイルの末端と後コイルの先端を熔接して 2 つのコイルを連續的のものとする。電氣熔接機はスケールの幅と厚さに依て電壓を 5~15 v の範圍で調節しなければならぬからタップ調節可能にして其容量 200 k. v. a. 一次線供給電壓 220 v. a. c なる變壓器を備へて居る。電氣熔接機の次には trimmer があつて接合部の凸起を削り落し面を平滑にする。これよりストリップは送りロールに依り鐵筋コンクリート製の looping table 上に送り出される。これはコイルの電氣熔接中ストリップの送りが中止されるが、この間も尙爐及鍛接機ロールに於けるストリップをして連續的進行を可能ならしむる爲である。ストリップはこの table 上で 180° 方向を變へて爐内に行進し加熱される。此處に使用される爐は Salem Engineering Co., Salem, Ohio に依て設計され建設された連續爐であつて、全長 146 ft, 底部に於ける幅 16", 頂部に於ける幅 27", 加熱室の高さ 21" である。爐長の内最初の 30 ft は豫熱室で加熱室はこれに續き、長さ 116 ft にして 274 個の rozz'e-mixing パーナーを備へ 1,100 b. t. u. per. cub. ft. の天然ガスが使用される。

各パーナーの公稱容量は 175 cub. ft/hr. にして全パーナーの容量は 48,000 cub. ft/hr. となるが本爐に於ては 40,000 cub. ft/hr. を限度として設計されて居る。燃焼用空氣の導管は可撓式となし爐體の膨脹に對する考慮が拂はれて居る。加熱室は 3 つの部分に分たれ、各々に對し 21·Cr 製のレキユペレーターが備へられて居り、各レ

キュベレーターは豫熱温度の調整並レキュベレーター自身の過熱を避ける爲自動温度調整器が設けられ、電動バルブが調整温度計に依り作用され適量の空気を流入せしめ廢氣温度を調節する様になつて居る。燃燒用空気を 900°F に豫熱する場合、調整温度計の讀みは 1,750~1,850°F に保たねばならぬ。廢氣は全廢氣量の約 3/4 が燃燒空気豫熱の爲レキュベレーターに使用され、殘餘は豫熱室を温め地下に於て一つの煙道に集り煙突に行く。

天然ガスの壓力は水柱 8', 送風機に依る燃燒用空気の壓力は水柱 7', 爐壓は概ね外氣壓と平衡を保つ程度にして煙突のドラフトは水柱約 0.65' である。諸計器類は總て一つの計器盤に集められて居る。之等を列記すれば、レキュベレーター用温度測定並調整温度計 3, レキュベレーター用 3 點温度記録計 1, 抽出側爐温測定用輻射高温記録計 1, レキュベレーター 10ヶ所中任意の 1ヶ所の温度を讀み得る温度計, レキュベレーター後に於ける廢氣のドラフト指示計 3, 豫熱室後に於ける廢氣のドラフト指示計 1, 煙突に於けるドラフト指示計 1, ストリップの進行速度 ft. per. min. を示す速度記録計 1, ガス流量指示並記録計 1, 加熱室各部に於けるガス及空気の壓力指示計 6, 燃料, 空気混合比指示計 3, 等である。

ストリップの爐内進行は耐熱合金製の電動送りロールに依て行はれる。送りロールは個々にチェーンに依り運轉され、一つのチェーン故障に依り全送りロールの停止する事を防止されて居る。加熱室内に於ては水冷管のスキッド上を進行する。次は爐内加熱に就てであるが、之は一般鐵鋼工場に於ける場合と異り不平均なる加熱を必要とする。何となればスケルプの縁は所要の鍛着力を生ずる迄に軟化點に達する事が望ましく之が爲には 2,850°F を必要とするが一方ストリップが爐外の鍛接機ロールに依り牽引さるゝを考ふればこれに對する抗張力を必要とするからストリップの内部は餘り加熱してはならぬ事となる。故にバーナーはスケルプの兩縁のみを直接加熱する様に配置されて居る。燃燒に就ては燃料經濟上、燃料と空気の混合比を特に注意せねばならぬ。又この爐は小容積にて高温を必要とするからガスの燃燒は特に迅速に行はれるを要し、その燃燒速度は概ね爐容積 1<sup>cu</sup>ft に対し 100,000 b. t. u./hr である。

加熱能率は爐床面積 195<sup>sq</sup>ft に対し 1 時間 20t. 即ち爐床面積 1<sup>sq</sup>ft に対し 1 時間 200<sup>lbs</sup> 以上となる。斯る高能率はこの式の獨特の加熱法に依り、全長 146<sup>ft</sup> を有する爐底を 75~300<sup>ft</sup>/min. にて進行するストリップを 2~1/2<sup>min</sup> の短時間にて所要の加熱をなし得るに依るものである。加熱されたスケルプが爐より出ると其兩縁に對し空気の吹付けが行はれる。之は酸化に依てスケルプ兩縁の温度を上昇せしめ同時にこの部分に附着せるスケールを吹き飛ばす作用をなすのである。次に 3 組のロールよりなる鍛接機を通過する

各組は垂直及水平の 2 對のロールを有し、最初の 1 組は從來の鍛接管製造行程に於けるベル型ダイスの作用をなし、スケルプを彎曲せしめ管状となし、第 2 組以後のロールに依り鍛接並調整が行はれる。これら 3 組のロールは 15 h. p. 400~1,600 r. p. m. 230 volt. a. c. モーター 1 ヶに依り運轉され、その減速齒輪比率は第 1 組ロールに對しては 13:84:1 第 2 組並第 3 組ロールに對しては 11:63:1 にして、ストリップ進行速度の範圍は 75~300<sup>ft</sup>/min. である。鍛接機の次には電動回轉鋸機があり之に依り管は自動的に所要の長さに切斷さる。鋸機の前進、後退は鍛接機ロール用モーターに依て行はれ、其の前進運動は鍛接機を出てたる管の速度と等速なる如くなされて居る。切斷されたる管は小冷却臺を通過せしめたる後、15 h. p. 400~1,600 r. p. m. 230 volt. a. c. モーターに依り 3 つのロールが回轉するスケール剝離機に依り管の内外面に附着せるスケールの離脱を行ひ、大冷却臺に送り冷却後矯正を施し 1,000<sup>lbs</sup>, per. in.<sup>2</sup> の水壓試験を行ひ次に捻子加工を施す。全製造行程に於て生ずる燒減りは約 3% で、この大部分は鍛接機に於ける空気吹付けの際生ずるのである。

(秋 元)

### 7) 鐵及鋼の性質並に物理冶金

合金鋼の耐酸化性に及ぶ Cr, Si, Al の影響 (White A. E., Clark C. L. & McCollam C. H., Transaction of the A. S. M. March 1939) 最近 10 年間高温用の鋼の研究が續けられて來たが何れも強度特にクリープ抵抗に關するものであるが鋼の表面が酸化して斷面積が減少すると單位面積に對する應力が増加し壽命が短縮される事になる Cr は主として強度の増加を目的に加へられるものであるが同時に表面の安定性を増加する又この Cr は原油等に對する耐蝕性を大ならしめる 650°C 以上で充分の耐酸化性を與へるには Cr は 6% 以上を要し從て物理的性質も値段も大に影響を受ける事となる。從來耐酸化性を増大する元素は鐵より酸素に對する親和力大で然かもその酸化物が緻密で鋼の表面に固く密着して離れ難い事が必要であるとされてゐる。この性質に適ふ元素は Cr の外に Si 及 Al の二元素がある然るに從來この二元素は鋼の物理的性質を害するといふ誤れる考への爲耐酸化性増大の目的には多量に用ひられなかつた。

本試験の結果では Cr の外に Al, Si が相當量含有される方が一層有効である事が證明された。

試験に供した材料の化學成分及び熱處理、ブリネル硬度等を第 1 表に常溫引張試験結果を第 2 表に示したのが強度と延性の關係は良好であつた。

鋼種	熱處理温度 °F	第 1 表 化學成分 (%)									
		C	Mn	P	S	Si	Cr	Mo	Al	ブリネル 硬度	
Si·Cr·Mo 1	燒鈍 1,550	0.15	0.42	0.017	0.016	1.37	1.30	0.54	—	156	
Si·Cr·Mo 2	"	0.09	0.41	0.010	0.017	1.32	2.06	0.51	—	146	
Si·Cr·Mo 3	"	0.12	0.43	0.008	0.014	1.57	3.26	0.50	—	159	
Si·Cr·Mo 5	"	0.10	0.38	0.009	0.016	1.55	4.83	0.51	—	156	
Al·Cr·Si 1	燒鈍 1,650	0.17	0.24	0.009	0.010	1.22	1.06	0.51	0.57	156	
Al·Cr·Si 2	"	0.16	0.25	0.009	0.013	1.34	1.94	0.48	0.53	149	
Al·Cr·Si 3	"	0.18	0.30	0.013	0.012	1.27	3.10	0.59	0.57	156	
Al·Cr·Si 5	"	0.10	0.29	0.012	0.010	1.36	4.96	0.60	0.54	149	
5.2.3	燒鈍 1,550	0.09	0.42	0.011	0.008	2.26	5.10	3.45	0.55	229	
12Cr	燒鈍	0.10	0.38	0.025	0.022	0.35	12.19	0.27	—	165	
17Cr	鈍燒	0.10	0.36	0.029	0.010	0.85	17.07	0.03	—	161	
18Cr.8Ni	水燒 2,000	0.06	0.50	0.008	0.008	0.61	17.75	—	9.25 Ni	137	

第 2 表

鋼 種	抗張力 psi	降伏應力 psi		比例限界 psi	伸 %	絞 %
		0.1%	0.2%			
Si·Cr·Mo 1	80,400	50,400	52,100	33,250	34.0	66.7
Si·Cr·Mo 2	75,100	48,750	49,600	32,500	37.0	73.3
Si·Cr·Mo 3	84,900	46,750	48,100	24,400	35.5	73.9
Si·Cr·Mo 5	82,100	45,000	45,000	36,250	38.75	76.2
Al·Cr·Si 1	80,300	37,500	39,250	25,000	35.0	69.1
Al·Cr·Si 2	71,600	46,250	47,000	31,500	38.5	69.2
Al·Cr·Si 3	72,000	39,600	40,350	21,800	40.25	72.3
Al·Cr·Si 5	69,600	38,000	39,750	26,000	41.0	76.3
5.2.3	101,900	62,000	64,000	50,000	23.5	49.8
12Cr	84,300	56,000	60,000	32,500	32.0	73.6
17Cr	80,000	47,000	49,250	28,750	33.5	67.6
18Cr·8Ni	85,200	26,500	27,900	12,500	61.5	74.4

第 3 表

鋼 種	1,250°F		1,400°F		1,500°F		1,750°F	
	連続	間断 (酸 化)	連続	間断 (酸 化)	連続	間断 (酸 化)	連続	間断 (酸 化)
Si·Cr·Mo 1	1.32	0.91	1.78	1.25	2.68	4.27	9.68	9.03
Si·Cr·Mo 2	1.20	0.71	1.40	0.98	2.40	4.37	9.65	8.48
Si·Cr·Mo 3	0.33	0.16	0.67	0.24	1.21	3.20	9.25	8.23
Si·Cr·Mo 5	0.02	0.05	0.05	0.04	0.04	1.88	6.79	8.21
Al·Cr·Si 1	1.02	0.84	2.06	1.19	2.83	5.13	10.53	9.24
Al·Cr·Si 2	0.74	0.46	1.16	0.86	2.32	4.94	10.72	8.35
Al·Cr·Si 3	0.27	0.15	0.28	0.11	2.15	4.72	9.08	7.60
Al·Cr·Si 5	0.02	0.02	0.11	0.03	0.03	0.28	2.08	1.97
5.2.3	0.01	0.02	0.05	0.01	0.01	0.02	0.01	0.05
12Cr	0.01	0.03	0.05	0.02	1.18	0.37	7.35	11.01
17Cr	0.01	0.04	0.03	0.01	0.03	0.03	0.48	0.94
18%	0.01	0.04	0.04	0.01	0.02	0.15	0.19	0.80

供試鋼は5種別され第1種は Si·Cr·Mo 鋼で Cr は 1.30~4.83% で第2種は第1種の鋼に Al を約 0.55% 添加したものである。第3種の 5.2.3 鋼は第2種の Cr の高いものに Si 及び Mo を増加したものである。第4種は Cr 12% 及 17% 含有するもので第5種は 18~8 Ni·Cr 鋼である。何れの鋼種も Cr を含有し第4種第5種以外は Si を 1.0% 以上含有する。

酸化試験は 675, 760, 815, 955°C で 1,000 時間連続的及間断的に行ひ間断試験は 1 週間置きに空冷し再加熱し全部で 1,000 時間行た。試片は径 3/4" 長 1/2" で電氣爐を用ひ各試験同時に行た。試験後空冷しスケールを出来るだけ機械的に剥脱し残部を電解槽の中に入れ H<sub>2</sub> の発生により除去した。尚試料を 815°C で 350 時間空気で加熱し出来たスケールの顕微鏡組織を検べた。試験結果は第3表の如し。

表に示す如く Si·Cr·Mo 系に於ては Cr の増加と共に酸化抵抗が増加し Cr が 1.30% から 2.0% 迄は多少の増加であるが 3.26% になると 675, 760, 815°C の酸化抵抗が著しく増すが 955°C では然らず Cr 4.83% になると酸化抵抗が著しく増大する。然し尚高温用途としては他の種類のものの方が優れて居るが 815°C では 17% Cr 及び 18% に匹敵し 12% Cr より優て居る。Al·Cr·Si·Mo 鋼も大體これと同様の性質を有するが低温に於ては Cr 1.06~1.94% のものは多少前者より優れ Cr 3.10% では著しく優て居り 760°C でも極めて耐酸化性である。Cr 4.96% になると 815°C に於ける耐酸化性も極めて良好となり 17% Cr 及 18% と匹敵する様になる。955°C に於ても耐酸化性大であるが 17% Cr や 18% には多少劣る

Al·Cr·Si·Mo 鋼の Si 量が 1.36% から 2.26% に増加すると低温でも高温でも酸化抵抗極めて大となる。この種の鋼は Mo を 3.45% 含有するが酸化抵抗の大なるのは Mo の爲のみならず Si, Cr, Al の適當の配給によるのである。

12% 及 17% Cr は 675 及 760°C で酸化抵抗大であるが高温になると 12% Cr の方は著しくこの抵抗が減少する一方 17% Cr 鋼は 815 及 955°C に於ても酸化抵抗良好である。18% Ni·Cr 鋼は各温度で酸化に強い。間断試験の結果も上記の連続試験の結果と大體同様である。675, 760°C に於ては何れの試料も酸化消耗量が多少少いが 815°C では逆の結果を生じた。955°C では何れも差異がない。これ等の酸化試験片は何れも熱應力を最小にする様な寸法及形状にした爲機械的應力も全然ない、この爲スケールが割れたり剥れたりする事がない。この爲に 675, 760°C といふ低温に於ける酸化抵抗が多少大なる事が説明出来る。一方 815°C といふ温度は大部分の供試鋼の臨界温度以上又はその範囲内にある。従てこの温度になると變態を起し容積が變化する爲間断的に加熱と冷却を繰返すとスケールが剥脱する爲連続試験の場合より酸化消耗量が大きくなる。試験材中でも一定の臨界温度範囲を持たぬもの又はこの温度が極めて高いものにはこの傾向が見られない。

955°C で出来るスケールは多くの場合酸化の進行を妨げる。然しかゝる高温で酸化抵抗の大なる鋼は冷却の際生ずる熱應力の爲スケールに細い割れを生じその爲に間断試験に於ては酸化消耗量が大きい。結局間断試験に於ても Cr と Si 或は Cr と Si と Al の配合が適當の場合が酸化抵抗が良好になるわけである。

第 4 表

鋼 種	試料の位置	化 學 成 分 %								
		Cr	Cr <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	Si	SiO <sub>2</sub>	Mo	MoO <sub>3</sub>	Cu	CuO	
0.50 Mo	1 外側酸化層	tr	tr	0.09	0.19	0.22	0.33	tr	tr	
	2 内側 "	0.10	0.14	0.43	0.92	0.67	1.01	0.08	0.10	
	3 酸化層より 0.002"	0.07	—	0.27	—	0.47	—	0.48	—	
	4 " 0.004"	0.08	—	0.29	—	0.51	—	0.19	—	
	5 地 金	0.07	—	0.25	—	0.52	—	0.17	—	
0.50 Mo+1.35 Si	1 外側酸化層	0.03	0.04	0.61	1.31	0.26	0.39	tr	tr	
	2 内側 "	0.10	0.04	2.04	4.37	0.85	1.27	tr	tr	
	3 酸化層より 0.002"	0.07	—	1.27	—	0.49	—	0.32	—	
	4 " 0.004"	0.07	—	1.33	—	0.54	—	0.17	—	
	5 地 金	0.07	—	1.35	—	0.50	—	0.12	—	
2 Cr+Mo	1 外側酸化層	0.51	0.74	0.12	0.26	0.16	0.24	tr	tr	
	2 内側 "	3.13	4.57	0.64	1.37	0.81	1.21	tr	tr	
	3 酸化層より 0.002"	1.98	—	0.45	—	0.50	—	0.54	—	
	4 " 0.004"	2.06	—	0.44	—	0.54	—	0.26	—	
	5 地 金	2.08	—	0.42	—	0.50	—	0.06	—	
2 Cr+Mo+1.32 Si	1 外側酸化層	0.14	0.20	0.09	0.20	0.03	0.05	tr	tr	
	2 内側 "	3.03	4.43	1.83	3.92	0.71	1.07	tr	tr	
	3 酸化層より 0.002"	1.95	—	1.31	—	0.52	—	0.21	—	
	4 " 0.004"	2.07	—	1.34	—	0.50	—	0.17	—	
	5 地 金	2.06	—	1.32	—	0.51	—	0.06	—	
4-6 Cr+Mo	1 外側酸化層	0.09	0.13	0.01	0.02	tr	tt	tr	tr	
	2 内側 "	7.42	10.85	0.23	0.49	0.76	1.14	tr	tr	
	3 酸化層より 0.002"	4.89	—	0.28	—	0.54	—	0.24	—	
	4 " 0.004"	5.02	—	0.26	—	0.53	—	0.15	—	
	5 地 金	5.09	—	0.18	—	0.55	—	0.09	—	
4-6 Cr+Mo+1.55 Si	1 外側酸化層	—	眼に視へる酸化膜を生じなかつた							
	2 内側 "	—	"							
	3 酸化層より 0.002"	4.45	—	1.51	—	0.49	—	0.06	—	
	4 " 0.004"	4.55	—	1.64	—	0.47	—	0.06	—	
	5 地 金	4.83	—	1.55	—	0.51	—	0.09	—	

此等の結果から見て適量の Cr と共に Si 及 Al を含んだものは Cr のみのものより酸化抵抗大である若しこれが事實でないとするば Cr+Si+Mo 量が 6.38% の Si·Cr·Mo 5 鋼と Al+Si+Cr が 6.86% の Al·Cr·Si 5 鋼が何れも 12% Cr 鋼より酸化抵抗が小でなければならぬわけであるが実験上は高温で 12% Cr 鋼の方が劣る。Cr と共に Cr の 4 倍の Si 7 倍の Al を加へて各温度で酸化抵抗を試験した結果 Si は Cr の 7 倍 Al は 4 倍加へた場合同様の酸化抵抗が得られる事がわかつた。この場合 Cr が含まれない時は Si も Al も酸化抵抗の改良には何等役立たぬと云へるわけである。然るに Cr がない鋼でも Si が増すと酸化抵抗が増加する事は確かであるがこの増加の割合は Cr を含む場合に比べれば極く僅かである。この點を一層検討する爲に Mo 0.5% のものに Si 0.25% 及 1.35% 加へた A, D 2 種の試験材を熔製した。何れも 815°C で激しく酸化され低珪素鋼より甚しかつた。Cr が 2% あると Si を 1.5% 入れると酸化量が減少するが Cr が 5.0% に至れば同量の Si で殆んど目に見へるスケールをつくらぬ様になる。低珪素で Al のみを含む鋼は従来考へられた事なく Al のみの酸化抵抗に及す正確な影響を確める事は困難である。Al は 0.50% 以上含有される場合は必しも Si より効果がないとは云へぬ。この程度に Al が含有されると Si·Cr·Mo 5 鋼の 955°C に於ける酸化抵抗を大に改良する。然し Cr が少量の場合は Al は効果がない。

酸化抵抗の増加は Fe より O<sub>2</sub> に対する親和力の大きな元素が緻密にして堅固な酸化膜をつくる爲と云はれては居るが最近 Houfremont & Bandel 氏等は耐酸化に有効な元素が内部から表面に擴

散して酸化層を貫いて酸素が全部消費され従て酸化抵抗が増大すると發表して居る。

本試験に用ひた鋼に於ては Cr, Si 及び Al は Fe より先に酸化し酸化を防止する。若し擴散が決定的の要素なら Si や Al は Cr より一層耐酸化に有効でなければならぬ。然るに Cr は自身緻密な堅固な酸化膜をつくり Si や Al はこれを更に強化するに過ぎぬ。そこでこれ等の事實を更に確める爲に Mo 0.50% 及 Cr 2%+Mo 0.5% 及 4-6% Cr+Mo 鋼の 3 種の鋼に Si を 0.50% 及 1.50% 入れた種々の試験材をつくつた。この試材の化學成分は第 4 表の如し。

試験片は 815°C で空氣中で 350 時間加熱した後出來て酸化層を注意して除去し一つだけは内層と外層の二つの部分に分けた。酸化層から 0.002" の厚さのところからも分析試料を採取した。第 4 表に示した結果からみて或種の合金元素特に Cr, Si, Mo は何れも酸化層の内側に存在しこの濃度は第 5 表の 815°C で 350 時間加熱後の内側酸化層中の合金元素の濃度の關係から明に解る。

第 5 表

鋼 種	内部酸化層中と地金中の各元素の比		
	Si	Cr	Mo
0.50 Mo			
0.50 Mo+1.35 Si	1.72	1.43	1.29
2 Cr+Mo	1.51	1.43	1.70
2 Cr+Mo+1.32 Si	1.52	1.50	1.62
4-6 Cr+Mo	1.39	1.47	1.39
4-6 Cr+Mo+1.55 Si	* 1.29	* 1.46	* 1.38

\* スケールが顯微鏡的に薄く分析不可解であつた。

地金中の濃度とこの内側酸化層中の濃度の関係は  $Si$  の場合は 1.72:1.29  $Cr$  の場合は 1.50:1.43  $Mo$  の場合は 1.70~1.29 である。尚  $Cr$  の場合はこの比はたとへ地金中の  $Cr$  含有量が 0.07~5.09% に動いても一定であるが  $Si$ ,  $Mo$  はこの比は一定でない。何れの場合も地金中の量より過剰にはならぬ。

第 4 表に示した分析結果からみて酸化層に於ては内側より外側の方が各元素ともその濃度が低い事がいへるこれは Pfeil の説によれば外側の酸化層は地金中より擴散した  $Fe$  に依る爲である。鋼の極く表面に於ては  $Cu$  を除いた各元素共内部に向ふに従ひ減少するこれは酸化層の内側の方へ擴散する爲である。 $Cu$  は外側へ向け増加し 2%  $Cr$  0.5%  $Mo$  鋼に於ては地金中の含有量の 10 倍に迄なる第 5 表に示した値によれば 4~6  $Cr+Mo+1.5 Si$  鋼の薄い酸化膜中の  $Cr$  の含有量は 7.25% 程度になるが  $Si$  は 2.0~2.7% の範囲になり、この鋼が 815°C で充分の酸化抵抗を有する爲には  $Si+Cr$  量が内側の酸化層に於て 9.25~10.0% を必要とする。

0.50  $Mo$  及 2.0  $Cr+0.50 Mo$  鋼は酸化試験温度で著く結晶粒の成長を起したが低珪素の 4~6  $Cr+Mo$  鋼は臨界面度直上に加熱したから結晶粒は微細であつた。

以上の結果から見て結局酸化抵抗の増大は合金元素の濃度の高い緻密な剥脱し難い酸化膜をつくる事が必要となる。これが爲には合金元素が擴散して内部へ擴散した  $O_2$  とよく結合するに充分の濃度を必要とするわけである。以上の試験結果は何れも實際工業上利用し得るもので例へば  $Si \cdot Cr \cdot Mo$  5 鋼で出来たパイプは 705~790°C の高温で充分 1 年以上の壽命があり又第 3 表に示す結果はこの種の鋼は 815°C でも酸化抵抗極めて大なる事がわかる。又 4~6  $Cr+Mo$  鋼の  $Si$  が 1.55% 程度の高珪素のものは 815°C 位でも酸化抵抗大で實際工業上充分利用し得るものである。(K)

**低クロム鋼に及ぼす  $Cb$  及其他の元素の影響** (Russel Franks, Transaction of the A.S.M. March 1939.) 低クロム鋼は此處數年間常温及高温に於ける耐蝕鋼として相當使用される様になつて來たがこの内大抵は 4~6%  $Cr$  鋼で用途は石油精製工場に於けるクラッキングチューブ、バルブシート、バルブ其他過熱器爐材等である。この種の鋼の缺點は靱性が低い事であるがこれは一つには自硬性がある爲で Dixon や Wilten 氏等によると硬度や抗張力が増加せず脆くなり Greaves や Jones は 650°C 附近から徐冷しても相當脆くなると云て居る。Wilten は 4~6%  $Cr$  鋼に  $Mo$  を添加すると焼戻脆性もなくなり實際使用上何等支障がないと云て居る。扱て斯くの如き自硬性や焼戻脆性による脆化には  $C$  が極めて鋭敏な影響を與へるが今迄未だ  $C$  0.10%  $Cr$  4~6% 級のクロム鋼に就て研究発表が足りない状態である。従て著者は少量の  $Ti$  及  $Cb$  を含む自硬性のない低炭素クロム鋼で 900°C から急冷し 400~650°C で焼戻後又は焼鈍後相當の靱性を保持する材料について試験した。試験材は低炭素の 4~6%  $Cr$  鋼で  $Si$ ,  $Mn$  は普通量含有し市販のものと研究室で熔製した 2'' $\times$ 2'' $\times$ 16'' 及 8'' $\times$ 8'' $\times$ 36'' の 3 種の鋼塊を用ひた。これ等の鋼塊を徑 3/4'' の丸棒及 1/2'' の板に熱間加工し衝撃試験片を製作した。低温衝撃試験は試験温度に各試料共 30 分保持し然る後急速に取出し試験機にかけ 5 秒内で試験した。先づ  $Mo$  を含むもの及含まぬ低炭素の 4~6%  $Cr$  鋼を 900°C から焼戻し 650°C で 30 分から 12 時間の種々の時間で焼戻して試験した。この 900°C といふ焼戻温度は丁度  $AC_1$  點直上にある。試験の結果 650°C に於ける焼戻時間が 2 時間になると衝撃値が最高になり以後 12 時間迄爐冷でこの値を

保持する。然るに 650°C から空冷したものは  $C$  が低い時は左程脆くならぬが  $C$  が高いものでは爐冷に比べて遙かに脆くなる。次にこれと同種の鋼及これに  $W$  を加へたものを 900°C から水焼戻又は空冷し 400, 450, 550, 650, 750°C の各温度に 2 時間保持後爐冷しこれを室温及 -40°C で衝撃試験した處水焼戻のものも空冷のものも極めて衝撃値は低くなりブリネル硬度が 387~400 になつた焼戻たものを 400~450°C に焼戻すと衝撃値は蓋る低下し或る場合は 550°C で焼戻すと急に靱性が改良される -40°C に於ける試験では多くの鋼は水焼戻したものも空冷したものも 400, 450, 550°C で焼戻次第に靱性を減少した。然し 650 750°C になると急激に靱性が増加した。これ等の結果から見て結局何れの鋼種も 400~450°C で 2 時間焼戻すと衝撃値が低下する事は確かである、 $W$  を含むクロム鋼は鍛延状態よりも鑄造状態で多く用ひられるが斯かる鑄造物は適當の熱処理を施せば高い衝撃値が得られ高温でもこの値を保持し使用上支障を來さぬ。

4~6%  $Cr$  鋼の  $Mo$  を含有するもの若しくは  $Mo$  を含有せざるもの高温に於ける耐酸化性を高める爲に屢々  $Si$  を添加するがこの種の鋼の種々の熱処理後の靱性について試験した結果約 1.5% の  $Si$  を添加したものは靱性を大に減少した。 $Si$  1.49% の  $Mo$  を含まぬ 4~6%  $Cr$  鋼は 900°C から水焼戻又は空冷後 650~750°C から爐冷後も -40°C の低温衝撃値が比較的低い 650°C で焼戻後のものは常温の衝撃値も低く  $Si$  は良影響を與へぬ。然し  $Mo$  は  $Si$  の悪影響を消化する作用がある事は明かである。

次に 900 及び -40°C でも高い衝撃値のものを得る爲に  $Ti$  又は  $Cb$  を含む非自硬性の 4~6%  $Cr$  鋼について試験した。 $Ti$  又は  $Cb$  を含む鋼は短時間なら高温に加熱しても靱性を減少せしめずに硬度を増加せしめる  $Ti$  はこの際  $C$  の 4~7 倍量を要し  $Cb$  は 6~10 倍を要し何れの場合も  $C$  量は最高 0.10% でなければならぬ。

$Mo$  を含むもの及び含まざる含  $Ti$  4~6%  $Cr$  鋼を 900°C から水焼戻又は空冷し 400 及 750°C の間の各温度で 2 時間焼戻後爐冷却した結果前述の 4~6%  $Cr$  鋼と大體同様の性質が得られた。

$Ti$  を含むものは水焼戻及空冷状態でアイゾット衝撃値 90~100  $ft-lb$  を示したが 450~550°C で焼戻したものは 20  $ft-lb$  に低下した。この際  $Mo$  を添加すると著しく靱性が増大する。然しこの鋼は 400, 450, 550°C で焼戻後は -40°C の衝撃値は低い。 $Ti$  を含むものは焼が入り難く 400~550°C で焼戻後の靱性小である。

$Ti$  を含むクロム鋼は焼鈍状態では靱性をよく保持すると考へられて居るが 400~650°C に 700 時間といふ長時間加熱し實際の使用条件に近い状態で試験した處靱性は大に減少した。然し一方  $Ti$  と  $Mo$  を同時に含有するものは斯る焼鈍状態でも靱性を失はず  $Mo$  はこの種の鋼に極めて良影響がある事が明確となつた。 $Ti$  を含まぬ 4~6%  $Cr$  鋼も 450°C で処理したものは多少靱性が減少したが  $Ti$  を含むものは低下しない。斯かる靱性の低い含  $Ti$  クロム鋼の硬度試験の結果を第 1 表に示した。

低炭素の 4~6%  $Cr$  鋼は 900°C から空冷後比較的硬度高く 450°C で 2 時間焼戻すと更に多少硬度が上昇する傾向になる。焼鈍状態では硬度は上昇せぬ。これと反對に含  $Ti$   $Cr$  鋼は 900°C から空冷後軟く種々の温度で焼戻しても殆んど變化なく 400, 450, 550°C の焼戻による靱性の低下は硬度の變化とは關係がない。 $Cb$  を含む 4~6%  $Cr$  鋼では又別の結果が現れ 900°C から水焼戻又は空冷し 400~750°C で焼戻爐冷しても常温及 0°C 以下で靱性を保持する。-40°C では多少低下するが大した事はない。900°C から空冷し各

第 1 表

Ti を含む 4~6% Cr 鋼のブリネル硬度試験

Cr.....	5.48%	5.95%	6.06%	4.78%
C.....	0.05	0.07	0.08	0.06
Mo.....	—	0.55	—	0.48
Ti.....	—	—	0.42	0.30
熱 處 理				
900°C から空冷 .....	302	351	128	137
900°C から空冷 400°C×2 <sup>h</sup> 焼戻し冷 .....	302	375	126	131
900°C から空冷 450°C×2 <sup>h</sup> 焼戻し冷 .....	321	387	126	124
900°C から空冷 550°C×2 <sup>h</sup> 焼戻し冷 .....	286	255	124	121
900°C から空冷 650°C×2 <sup>h</sup> 焼戻し冷 .....	134	137	121	124
900°C から空冷 750°C×2 <sup>h</sup> 焼戻し冷 .....	128	143	121	137
750°C×4 <sup>h</sup> 空冷 .....	131	143	128	137
750°C×4 <sup>h</sup> 空冷 400°C×700 <sup>h</sup> 焼戻し冷 .....	124	149	126	143
750°C×4 <sup>h</sup> 空冷 450°C×700 <sup>h</sup> 焼戻し冷 .....	121	149	126	143
750°C×4 <sup>h</sup> 空冷 550°C×700 <sup>h</sup> 焼戻し冷 .....	121	146	126	137
750°C×4 <sup>h</sup> 空冷 650°C×700 <sup>h</sup> 焼戻し冷 .....	116	143	121	137

第 2 表

Cb を含む 4~6% クロム鋼のブリネル硬度試験

Cr.....	5.87%	5.95%	5.52%	5.49%
C.....	0.05	0.08	0.08	0.06
Mo.....	—	0.55	—	0.50
Cb.....	—	—	0.53	0.54
熱 處 理				
900°C 空冷 .....	332	340	137	131
900°C 空冷 400°C×700 <sup>h</sup> 爐冷 .....	340	364	131	137
900°C 空冷 450°C×700 <sup>h</sup> 爐冷 .....	228	255	128	128
900°C 空冷 550°C×700 <sup>h</sup> 爐冷 .....	166	174	118	126
900°C 空冷 650°C×700 <sup>h</sup> 爐冷 .....	124	126	118	118
900°C 空冷 750°C×700 <sup>h</sup> 爐冷 .....	126	128	118	118
750°C×4 <sup>h</sup> 空冷 .....	126	131	118	118
750°C×4 <sup>h</sup> 空冷 400°C×700 <sup>h</sup> 爐冷 .....	137	137	121	128
750°C×4 <sup>h</sup> 空冷 450°C×700 <sup>h</sup> 爐冷 .....	131	137	124	128
750°C×4 <sup>h</sup> 空冷 550°C×700 <sup>h</sup> 爐冷 .....	126	143	128	126
750°C×4 <sup>h</sup> 空冷 650°C×700 <sup>h</sup> 爐冷 .....	128	126	118	126

第 3 表

3~6% Cr 鋼の低温試験

Cr.....	3.07%	3.47%	3.56%	5.96%	5.97%	5.72%	5.60%
C.....	0.07	0.06	0.06	0.08	0.09	0.06	0.06
Mo.....	—	0.50	—	—	0.50	—	0.54
Cb.....	—	—	0.50	—	—	0.56	0.53
アイゾート衝撃値 ft-lb							
900°C 空冷 750°C×3 <sup>h</sup> 空冷 常 温 .....	77	90	80	89	96	81	86
900°C 空冷 750°C×3 <sup>h</sup> 空冷 -40°C .....	78	90	92	96	102	99	99
900°C 空冷 750°C×3 <sup>h</sup> 空冷 -70°C .....	90	98	96	99	104	98	103
900°C 空冷 750°C×3 <sup>h</sup> 空冷 -100°C .....	92	102	100	104	104	101	105
900°C 空冷 750°C×3 <sup>h</sup> 空冷 -120°C .....	100	57	105	86	107	105	108
900°C 空冷 750°C×3 <sup>h</sup> 空冷 -183°C .....	2	3	1	2	2	2	1

温度で 700 時間焼戻したのも、尚靱性が低下しない。従てこの點實用上重要な性質を有するわけで Cb を含む 4~6% Cr 鋼は 750°C から -40°C の廣い温度範圍で長時間置いても靱性が比較的大であると云へるわけで普通の 4~6% Cr 鋼より安心して用ひられる事となる。この種の鋼の各温度で 700 時間焼戻後の硬度を第 2 表に示した。

この表に示す如く 900°C から空冷後 400°C に長時間保持後著しく硬度が上昇してゐる。焼戻温度が 450~550°C になるとこの鋼は次第に硬度が低下し、丁度 650~750°C に加熱したのと同様になる。

従て含 Cb・Cr 鋼は 900°C から 400°C の各温度で可成軟くなるわけである。

次に 4~6% Cr 鋼に V を加へて試験した。試験方法は前と同様であるが Ti を含むものより以上に靱性を低下した。450°C で焼戻すと著しく硬度が上昇した。結局 V は 4~6% Cr 鋼の自硬度を減少するが 400~450°C に加熱すると極めて鋭敏に靱性を低下する事になる。

次に低炭素の 2~3% Cr 及 3~4% Cr について試験した。尚これに適當量の Ti 及 Cb を加へ 900°C から空冷及び水焼入し



第 4 表

Cb を含む Cr 鋼の物理的試験

%				熱処理	降伏点 psi	最大應力 psi	伸 %	絞 %	アイゾット 衝撃値 ft-lb	ブリネル 硬 度
Cr	C	Mo	Cb							
2.65	0.06	—	—	No. 1	43,500	60,000	42	79	85	121
2.65	0.06	—	—	No. 2	40,500	68,000	35	72	69	166
2.57	0.07	0.05	—	No. 1	51,000	68,750	35	78	85	131
2.57	0.07	0.05	—	No. 2	62,350	101,000	24	51	54	192
2.53	0.09	—	0.56	No. 1	49,500	66,750	35	78	98	131
2.53	0.09	—	0.56	No. 2	46,000	66,100	40	79	98	124
2.61	0.07	0.49	0.55	No. 1	49,000	70,500	28	78	90	131
2.61	0.07	0.49	0.55	No. 2	46,400	61,850	37	81	91	124
3.67	0.06	—	—	No. 1	43,500	65,000	37	78	100	131
3.67	0.06	—	—	No. 2	56,500	91,000	25	50	58	286
3.68	0.07	0.50	—	No. 1	52,000	77,000	31	76	90	143
3.68	0.07	0.50	—	No. 2	82,000	112,000	12	28	27	290
3.76	0.06	—	0.56	No. 1	44,000	73,500	31	79	95	131
3.76	0.06	—	0.56	No. 2	45,000	67,000	43	85	84	120
3.74	0.06	0.51	0.47	No. 1	43,000	72,500	33	78	96	137
3.74	0.06	0.51	0.47	No. 2	39,000	65,000	42	84	82	118
6.03	0.08	—	—	No. 1	54,000	83,500	31	74	91	153
6.03	0.08	—	—	No. 2	163,000	197,000	6	20	19	351
5.81	0.08	0.45	—	No. 1	56,000	86,000	29	72	101	149
5.81	0.08	0.45	—	No. 2	143,000	173,000	4	16	12	340
6.06	0.08	—	0.58	No. 1	39,000	72,000	36	78	90	146
6.06	0.08	—	0.58	No. 2	40,000	75,500	31	69	88	149
6.04	0.08	0.51	0.56	No. 1	39,000	75,000	35	78	95	143
6.04	0.08	0.51	0.56	No. 2	41,000	76,000	31	70	89	149

No. 1 ..... 750°C×2<sup>h</sup> 空冷  
 No. 2 ..... 900°C 空冷  
 No. 1 ..... 750°C×4<sup>h</sup> 空冷

た處が面白い事に低炭素の 3~4% Cr 鋼は焼入硬化に極めて鋭敏で特に 900°C から水焼入した場合に於て然りである。同温度から空冷したものはやゝ軟かつた。低炭素の 2~3% Cr 鋼も 900°C 焼入後硬く空冷したものは比較的軟い。Ni は入れても靱性は増さず 400, 450, 550°C で焼戻し後は硬度は殆んど變らず靱性が減少した。Cb の添加は 900°C から -40°C の各温度で靱性大であつた。

C 0.03% Cr 2.60% のものは 900°C から水焼入後も可成靱性が有り 400~450°C で焼戻しても減少せぬ C がこれより少し高まると 900°C から空冷では可成靱性があるが 400~450°C で焼戻すと多少低下する。これによつて C が相當影響大なる事を知る。Cb を 0.30~0.40% 添加した低炭素の 2~3% Cr 鋼は靱性が極めて高い。即ち 900°C から急冷しても可成靱性があり Cb はかゝる状態では極めて有利なわけである。次に Mo 及 Cb を含むもの含まざるものを完全に焼鈍し -70, -100, -120°C といふ低温で試験した。

第 3 表に示す如く適當に熱処理した單なる Cr 鋼は -120°C でも相當の靱性有り Mo 及 Cb を含むものはかゝる状態で餘り効果がない様である。-183°C では何れの試料も靱性を著しく減少した。これ等の試験結果からみて低炭素 2~6% Cr 鋼に Cb を添加する事は非自硬性にして各温度で加熱後も相當の靱性を有するものを生ずる事は確となつた。第 4 表に各種の鋼の焼鈍状態及 900°C からの焼入状態の引張試験結果を示した。

表により Cr が 4~6% より多少少いものは焼鈍状態で軟く延性に富み 900°C から空冷後は比較的硬く延性小なる事が知られる Cb を含むものは同様の熱処理後延性大で屈曲したり厚板、薄板、帯鐵、

丸棒等に加工する必要があるれば熱間加工により容易に行はれ 900°C 位から空冷しても自硬性なく靱性、延性が低下せぬわけである。低炭素の 2.50% Cr 鋼は 900°C から空冷しても殆んど硬化せず低炭素で自硬性を生ずるには約 3% の Cr が必要となるわけである。

又 Cb を含む 4~6% Cr 鋼は N·Cr 鋼の熔接棒を用ひねば熔接部附近が硬化する様な事なく良好な熔接が出来る。Mo を含んだ 4~6% Cr 鋼は熔接部附近が硬化したがこれは自硬性に原因するもので斯かるものは熔接後焼鈍を必要とする。24% Cr 12% Ni の熔接棒で熔接した合 Cb 4~6% Cr 鋼の熔接部は延性、靱性共に大で熔接部附近も硬度は低い。アイゾット衝撃値は熔接部及其附近で少くとも 35 ft-lb を有し焼鈍を全然必要としない。若し貫粒腐蝕を防止

第 5 表

Cb を含む Cr 鋼の酸化試験

%	Cr	C	Mo	Cb	酸化試験	
					640~650°C ×1,000 <sup>h</sup> 加 熱後の酸化 減量	720~730°C ×900 <sup>h</sup> 加 熱後の酸化 減量
—	0.15	—	—	—	8.16	26.50
2.60	0.07	—	—	—	3.40	16.80
2.57	0.07	0.55	—	—	3.79	19.32
2.54	0.06	—	—	0.57	2.42	12.25
2.61	0.07	0.49	0.56	—	3.20	16.00
3.49	0.07	—	—	—	2.98	10.90
3.47	0.06	0.50	—	—	2.74	10.40
3.55	0.06	—	0.55	—	1.71	6.20
3.83	0.08	0.53	0.51	—	1.22	5.60
5.96	0.08	—	—	—	0.39	6.10
5.97	0.09	0.55	—	—	0.20	5.40
6.03	0.08	—	—	0.69	0.10	0.87
5.87	0.09	0.52	0.52	—	0.10	0.70

するなら *Cb* を含んだこれと同質の熔接棒を用ひればよい。この外 *Cb* は酸化抵抗を増す利益がある *Cb* は *C* と結合し炭化物をつくり *Cr* の炭化物や *Cr* と *Fe* の複炭化物等を減少せしめる作用があり従て *Cr* を鐵の地に固溶體として溶け込ませ酸化抵抗を改良せしめる。第5表に酸化雰囲気中で径 1/2" 長 1 1/4" の丸い試片について行た酸化試験の結果を示した。

試料は試験後爐冷し酸化消費量を秤量した表に依て *Cb* が酸化抵抗に如何に良影響があるかがわかる。*Cb* の 4~6% *Cr* 鋼の高温度に於けるクリープ強度に及ぶ影響も重要であるが試験の結果 *Cb* はある程度の温度迄は殆んどクリープ強度に影響がないが前にも示した如く *Cb* は常温に於ける強度も多少減少せしめる。然し *Mo* は含 *Cb*・*Cr* 鋼のクリープ強度を著しく増大し特に 538°C に於てこの効果顯著である。(K)

高速度鋼に及ぼす *V* 及 *Cr* の影響 (Roland Fizia Stahl und Eisen August 1939.) 高速度鋼に及ぶ *V* の影響に就ては既に色々研究されて居るが大體に於て *V* は 2% 迄が有効で *V* の増加と共に *C* が増加して居り *V* 2% 以上に就ては研究少く 4% *Cr* 19% *W* で *C* 1% *V* 2% 及 *C* 1.2% *V* 4% の鋼についての R. Scherer の試験があり W. Oertel & A. Grutzner の兩氏に依ると抗張力 95 kg/mm<sup>2</sup> の Ni・Cr 鋼を 20 m/min の速度で切削した結果 *V* を含まぬものは 43 分で *V* を含むものは 50 分連続使用出来たそうで尙 A. B. Kinzel, C. O. Burgess の試験結果に依ると第 1 表の如くであつた。

鋼番	C%	Cr%	W%	V%	Co%	切削耐久時間 min
1	0.65	4.02	17.29	1.22	—	50
11	1.20	3.80	17.42	3.77	—	81
13	1.52	3.76	17.02	5.05	—	104
23	1.36	4.10	17.03	4.95	2.17	99
21	1.18	3.74	17.57	4.31	8.76	175
22	1.66	3.53	15.21	6.60	7.40	140

*V* 6.5% 以上のものも試験されたがその結果は出て居らず先づ大した効果は無いと考へてよい。

次に E. Houdremont, H. Schrader, R. Scherer, F. Rapatz, H. Pollack, J. Holzberger の諸氏の一層詳細な試験結果を第 2 表から第 8 表に示す。

鋼番	C%	Cr%	W%	Mo%	V%	各切削速度に對する耐久時間 min	
						12 m/min	14 m/min
4	0.80	4	14	—	2.5	51	25
14	0.83	4	11	1	2.5	>70	38
13	1.34	4	11	2	4	45	18
12	1.66	4	11	2	6	44	23
6	1.05	4	10	—	2.5	55	30
5	1.29	4	10	—	3.5	49	19
9	1.09	4	7.5	—	3.0	42	18
8	1.43	4	7.5	—	5.0	50	23
17	0.8	4	6	4	2.5	66	37
16	1.25	4	6	4	4	>70	43
15	1.6	4	6	4	6	>70	40
11	1.05	4	3.5	—	3	15	7
10	1.42	4	3.5	—	5	14	7
26	1.00	4	2.5	2.5	2.5	64	38
27	0.82	4	—	3	2.5	70	27
29	1.47	4	—	3	2.75	62	24
25	1.35	4	—	2.5	5	48	18
23	1.55	4	—	3	5	57	23
22	1.56	4	—	4.5	5	60	33
24	1.70	4	—	7.0	6	64	31

鋼番	C%	Cr%	W%	Mo%	V%	耐久時間 1 時間に對する切削速度 m/min		抗張力 kg/mm <sup>2</sup>
						16 m/min に對する耐久時間 min	16 m/min に對する耐久時間 min	
1	0.83	4.39	12.45	0.78	2.60	15.5	35	85
2	0.84	4.07	17.55	0.81	2.46	15.7	42	
4	1.31	4.37	14.08	0.54	4.18	16.5	81	
3	0.81	4.08	5.60	1.05	2.37	14.7	27	
6	0.75	4.32	18.71	0.42	1.04	15.3	38	85
2	1.50	4.40	1.54	6.90	4.22	15.2	44	
3	0.79	4.43	5.71	4.06	2.15	15.8	57	
1	0.79	4.26	—	7.21	2.52	13.5	15	
3	1.49	4.22	—	6.85	3.82	14.4	29	86
4	0.76	4.05	18.52	0.47	1.42	14.6	31	
1	1.52	4.04	—	3.29	4.33	15.2	45	
3	0.73	4.29	18.17	0.49	1.03	16.3	70	

鋼番	C%	Cr%	W%	Mo%	V%	各種の抗張力を有する鋼との切削性の比 (炭素鋼)(炭素鋼)(Ni・Cr鋼)(鑄鐵)			
						75 kg/mm <sup>2</sup>	95 kg/mm <sup>2</sup>	110 kg/mm <sup>2</sup>	180 BE
6	0.9	4.5	14.5	1.25	2	0.92	0.95	0.99	0.92
5	1.30	5.5	15.0	0.8	4	0.92	0.90	0.84	0.91

鋼番	C%	Mo%	V%	耐久 1 時間に對する切削速度 m/min	
				18 m/min の切削速度に對する耐久時間 min	18 m/min の切削速度に對する耐久時間 min
13	0.93	3.74	2.40	16.2	23
14	1.12	3.47	2.63	17.1	36
12	1.10	3.42	3.18	16.0	19
11	1.48	3.62	3.76	15.6	16
10	1.49	3.95	5.68	15.5	14
8	1.43	—	4.52	16.0	17.5

鋼番	C%	Cr%	W%	Mo%	V%	耐久時間 1 時間に對する切削速度 m/min	
						22 m/min に對する耐久時間 min	22 m/min に對する耐久時間 min
1	0.76	4.15	2.0	8.0	1.10	19	14
2	0.83	4.11	2.07	7.2	1.94	19.5	10
3	1.15	4.27	1.82	7.56	2.70	19.8	20
4	1.31	4.53	2.15	7.95	4.06	19.2	13

これ等の結果によつてみると *V* は餘り多量に入れて *Mo* 及 *W* の値段以上に上げて影響がないか或は殆んど効果がない様である。

著者は更に *W* 0%, *Mo* 3%, *W* 4%, *Mo* 0.5%, *W* 3.4%, *Mo* 2% の 3 種の鋼を熔製し各々に *Cr* を 4% 入れ更に *V* を 2%, 4%, 6% 添加し切削能力の試験を行た。試験結果を第 7 表に示す。

焼入温度は 1,240~1,280°C が最良でこの温度では組織が著しく粗大化するが然し硬度は最も高い。焼戻温度は 550~570°C がよい。切削能力は A 種では *V* 2.00~2.70% 含有するものが最良で B 種では矢張り *V* 2.0% のものが優れ切削速度を増加しても大して切削性が減少しない C 種に於ても *V* 2% のものがよく *W* 18%, *Cr* 4%, *V* 1% の普通の高速度鋼より遙かに優れて居る。尙表に示す如く B 種に於ける *C* 0.86%, *V* 4.07%, *C* 0.94%, *V* 3.98%, *C* 1.03%, *V* 5.73% の 3 種は如何に熱処理しても充分の硬度が得られず従て切削試験は全部省略した *C* 1.10%, *V* 3.41% のものは表に示す如く 1,250~1,260°C から焼入 550°C で焼戻した結果では 20 m/min の切削に耐へる時間は 5.4 分であるが 1,280~1,300°C から油焼し 550°C で 30 分焼戻したものでは 8.3 分となつた。これより更に焼入温度を上昇せしめると硬度は高まるが組織が過熱組織となる爲連續的に静かに施削する目的のみ適當するものとなる。

第 7 表

鋼 種	化 學 成 分						ロツク ウェル C 硬度	最 良		耐久1時 間に對す る切削速 度 m/min	各切削速度に對す る耐久時間 min			
	C	Si	Mn	Cr	W	Mo		燒入°C 温度	燒戻°C 時間		12m/min	14m/min	20m/min	
A	0.70	—	—	4.30	—	3.0~3.3	1.50	>64	1,280	530	12.0	65	25	—
	0.80	—	—	4.30	—	3.0~3.3	1.70	"	1,280	"	12.0	64	26	—
	0.80	—	—	4.30	—	3.0~3.3	2.00	"	1,240	"	12.8	>70	42	—
	0.80	—	—	4.30	—	3.0~3.3	2.70	"	1,240	"	12.0	64	25	—
	1.00	—	—	4.30	—	3.0~3.3	2.70	"	1,240	"	12.2	73	27	—
	1.35	—	—	4.30	—	3.0~3.3	4.70	"	1,240	"	11.9	55	22	—
	1.70	—	—	4.30	—	3.0~3.3	6.00	"	1,240	"	11.3	44	18	—
比較試片	0.80	—	—	4.30	14.0	—	2.40	"	1,270	550	11.5	50	24	—
	0.72	0.34	0.39	4.09	4.70	0.68	2.01	>64	1,250~1,260	550	11.5	60	30	5.8
	0.98	0.17	0.30	4.22	4.98	0.64	1.97	>64	1,250~1,260	550	11.9	68	34	6.4
B	0.86	0.39	0.51	4.16	4.81	0.52	4.07	—	—	—	—	—	—	—
	0.94	0.28	0.30	4.30	5.17	0.76	3.98	—	—	—	—	—	—	—
	1.10	0.20	0.33	4.09	5.04	0.57	3.41	>64	1,250~1,260	550	10.3	52	26	5.4
	1.26	0.26	0.35	4.03	4.95	0.61	4.08	>64	1,250~1,260	550	10.7	37	16.5	2.3
	1.03	0.35	0.38	4.23	4.66	0.56	5.73	—	—	—	—	—	—	—
	1.26	0.24	0.29	4.09	4.71	0.61	5.96	>64	1,250~1,260	550	10.3	30	12	1.5
	1.45	0.25	0.28	4.03	4.66	0.61	5.94	>64	1,250~1,260	550	11.4	52	20	2.2
比較試片	0.76	—	—	4.00	1.11	0.56	0.96	—	—	—	10.6	—	—	1.9
C	1.08	—	—	4.66	4.54	2.07	2.02	65.5	1,280	560	16.8	36.5	15.0	21.2
	1.57	—	—	4.24	5.11	2.05	4.15	66	1,280	560	16.2	50.0	16.5	14.0
	1.63	—	—	5.00	5.00	1.94	5.84	66	1,280	560	15.7	45.0	14.0	12.0
比較試片	0.73	—	—	4.13	18.16	0.23	1.04	—	—	—	15.9	—	—	10.3

第 8 表

鋼 種	化 學 成 分						ロツク ウェル C 硬度	最 良		耐久1時 間に對す る切削速 度 m/min	各切削速度に對 する耐久時間 min	
	C	Cr	W	Mo	V	燒入°C 温度		燒戻°C 温度	16m/min		20m/min	
D	D 1	0.80	4.42	—	2.32	2.0	63	1,280	50	—	9.3	—
	D 2	0.85	4.28	2.05	4.94	0.78	63.5	1,250	550	—	10.3	—
比較試材		0.79	5.15	9.79	0.89	0.83	64.5	1,260	575	14	22.7	6.2
		0.70	4.16	10.4	0.87	1.40	64.5	1,280	560	15	33.7	8.0
C	C 1	1.09	4.57	—	6.37	3.02	64	1,220	560	16.7	9.5	9
	C 2	0.90	4.68	7.95	0.60	2.45	66	1,280	"	17.5	11.5	18
比較試材		0.73	4.13	18.16	0.23	1.04	65	1,280	"	15.9	5.7	13
		0.76	4.03	2.18	8.10	1.30	66	1,220	"	18.3	11.5	15
		0.83	4.19	11.76	0.62	1.78	66	1,280	"	17.5	11.5	18.0

C 及 V が増すと共に過熱に對すと感受性は減少するのであるが C 1.45%, V 5.94% のものでは尙相當敏感で 1,250~1,260°C の燒入温度が適當といふ事になる。

W を含まぬもの及び極く少量含む W・Mo・V 高速度鋼の硬度及切削性について第 8 表に示した。

W を含まぬ鋼種 D 1 は W 約 10%, Mo 約 1%, V 約 1% を含むものに對して切削性極めて悪く D 2 も D 1 と大體同様である。W を含まぬものでも C 1 は W 18%, Cr 4%, V 1% の普通の高速度鋼より多少性質が優れて居る。W 8%, Mo 0.6%, V 2.5% の C 2 は W 12%, Mo 1%, V 2% と同様の性質を示すが W 値段以上に V を入れねばならぬ事になる。この外 V 2.6% のものに Mo の量を種々に變へたものを製造したがその結果 Mo 3% のものが最も良好であつた。従來高速度鋼の Cr は 4% と決められて居たが最近の研究では必しも然らざるものがある。E. C. Bain, M. A. Grossmann は C 0.55~0.60%, W 17.2~18.7% の 4 種の鋼に及す Cr 0.25~4% の影響をしらべた結果 Cr は熱處理に際しての酸化及び燒滅を大に減少し W の熔解を促し燒入後の殘留オーステナイトの部分を増加し高速度鋼の靱性を大に増加せしめる事が

わかつた。この目的に Cr は 4% で適量であるかどうかは正確に決定出来ない。E. Houdremont, H. Schrader の兩氏の試験によると C 1.25%, W 14%, V 4% 及び C 1.3%, W 10.5%, Mo 2.2%, V 4% の高速度鋼に及す Cr の影響に關する試験結果を纏めて第 9, 第 10 表に示した。

第 9 表中の鋼種 3, 4 は Rapatz の試験結果によると 1 時間連続使用し得る切削速度は 18% W, 4% Cr, 1% V の普通の高速度鋼の 13~40% である。

Fetschenles-Tschopiwski & F. Mayer 氏に依ると普通の高速度鋼の切削性に匹敵するには Cr のみではどうしても駄目で少く共 Cr 12%, W 3% を含有せしめねばならぬ。

W. A. Minkewitsch 氏等は鋼種 No. 16, 18 の 2 種のドリルに就いて試験した結果によると斯かる Cr・W・V 鋼はドリルの速度が増し 37m/min 位になると普通の 18-4-1 型の高速度鋼と大體同様の耐久性を持つ様になる。即ちこの種の鋼は高温で耐磨耗性大なる事を示す。尙第 7 表に示した鋼種以外に C 1.2%, Cr 10% の各々に Si, Mn, Ni, Cu, Al, Ti, V を 1~2% 添加して試験した結果によると C 1.2% 以上では Cr 10% では性質不良である。何れの

第 9 表

鋼番	C	Si	Mn	Cr	Co	V	其 他	最 良			耐久時間 m/n
								最 硬	高 度	燒 入 度	
1	0.8~1.0	—	—	12~14	3~3.5	—	—	—	—	—	—
2	1.2~2.0	—	—	12~14	0.9~1.6	0.2~0.5	—	—	—	—	—
3	1.5~1.7	1.5	—	6~7	—	—	—	—	—	—	—
4	1.2~1.3	—	—	14	—	2	—	—	—	—	—
5	1.71	0.35	0.28	12.78	0.58	—	—	62~63	950	250	—
6	1.35	0.45	0.30	14.62	0.54	—	0.86Mo 1.41Co	—	980	250	30
7	1.26	0.26	0.42	11.51	2.43	—	—	63.25	1,000	500	17
8	1.23	0.37	0.39	14.1	3.26	—	—	62.75	1,000	500	26
9	1.24	0.33	0.38	16.22	1.49	—	—	62.85	1,000	500	14
10	0.73	1.8	<0.4	9.8	—	1.0	—	62	1,225	550	—
11	1.1	1.4	<0.4	12.0	—	2.3	—	62	1,200	550	—
12	0.81	0.35	0.39	7.32	2.62	0.49	—	62	1,150	570	—
13	0.83	0.68	0.29	7.83	4.46	1.40	—	64	1,150	550	—
14	0.81	0.20	0.40	8.67	2.50	0.78	—	62	1,150	550	—
15	0.89	0.42	0.26	9.24	—	—	2.05Mo	62	1,150	500	70
16	1.08	0.89	0.40	9.77	4.89	1.50	—	63.5	1,150	550	—
17	1.21	—	—	9.82	—	1.14	0.74Al	63	1,100	500	56
18	1.08	0.40	0.31	10.17	2.78	1.22	—	62	1,150	550	—
19	0.97	0.30	0.42	10.20	3.71	1.00	—	62	1,100	550	—
20	0.87	1.66	0.28	9.28	—	1.25	—	—	—	—	—
21	1.1	1.30	0.36	12.3	—	2.2	—	62	1,150	540	—
22	1.1	0.25	—	9.2	—	0.81	2.38W	64.5	1,200	550	—
23	1.16	0.21	—	10.1	—	0.35	3.05W	63.5	1,175	550	—
24	0.98	0.62	—	8.7	—	1.56	4.08W	65	1,200	550	—

第 10 表

鋼 番	21	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	16	17	18	19
				Mo				Co					Ti					Ta+Nb		
添 加 %	なし	0.35	0.53	0.97	2.05	3.18	0.66	2.24	3.55	6.3	0.12	0.23	0.29	0.38	0.10	0.2	0.5	1.0	1.5	2.0
V <sub>0</sub> m/min	31.5	34	34	34.5	35.5	38.5	32	32.5	31.5	31	32.5	33	33	35	32	30	<30	31.5	33	33

第 11 表

O	Si	Cr	Mo	V	各温度(°C)よりの焼入硬度(ロックウエル C)							各温度より焼入後の切削速度 10m/minに對する耐久時間								
					900	950	1,000	1,050	1,100	1,150	1,200	1,000	1,050	1,100	1,150	1,200				
0.79	0.62	4.06	1.24	2.26	56	58	61	60	61	62	63	—	—	8.0	12.4	7.67				
0.89	0.85	7.96	1.21	2.46	47	52	60	60	61	62	62	7.25	11.75	14.5	34.75	34.1				
1.02	2.64	11.55	1.14	2.55	—	—	—	—	50	53	59	—	—	—	1.25	3.25				

場合も Mn, Ni の添加によつて性質の悪化を來す。Cu, Al, Ti は何れも同様に良影響を與へ Si 特に V は一層有效である。

第 9 表中の No. 10~11 の切削試験結果は困難な熱處理を充分注意して行つたにも拘らず極めて結果區々であり No. 21 は適當な焼入を行つても硬度低ブリネル 150~180 で有效な切削速度は僅かに 18~20m/min である。

No. 22~24 は 1,180~1,200°C から鹽浴中に焼入れた。N.T. Gudzam. A.N. Bekowa 氏等は 1.0~1.1%, C 1.2~1.5%, Si 0.3~0.4%, Mn 12~12.5%, Cr 2~2.2% V の鋼に少量の他の元素を添加して試験したがこの結果は第 10 表の如し。Mo は少量で良影響あり、3.18% では 1 時間の使用に耐へる速度 38.5m/min に達して居る。Ti は少量で著しく切削性を改良してゐる。尙 Mo 及び Ti は熱處理の温度範圍を廣める作用がある爲具合がよい。

次に Mo 1%, V 2%, Cr 4.8~12% の W を含まぬ供試鋼中 D 種の鋼について Cr の硬度及び切削性に及ぶ影響を第 11 表に示した。

8% Cr も 4% Cr も熱處理を變へれば同様の性質が得られる。

最良の切削性は 8% Cr を 1,150°C から焼入れたものに得られた。(K)

熔鐵中の Ti と O<sub>2</sub> の平衡に就て (Hanns Wenrup u. Georg Hieber Archiv für das E. U. W. August 1939). Ti は鐵鋼工業に於ては主として安定な炭化物及び窒化物をつくる特性を利用して居る Ti が熔鐵中の O<sub>2</sub> と強い親和力を有する事は早くから知られて居たがこの Ti と O<sub>2</sub> の親和の強さについては未だ研究發表が少ない。

從來の試験では主としてタンマン爐を用ひて行はれて居るがこれでも大體の傾向が解るが結果は極めてまちまちである爲著者は無鐵心の誘導爐を用ひて軟鐵を約 650g 熔解しこれに O<sub>2</sub> の供給劑として酸化鐵を入れ更に一定の温度で Ti を添加した。一定時間を置いて熔鐵中で O<sub>2</sub> と Ti の反應が終り出來た酸化物が分離した後一部分を金型に鑄込み O<sub>2</sub> と Ti の全含有量を分析し残り全部を坩堝の中で其儘徐々に冷却凝固せしめた。尙試験に用ひた爐體や原料の鐵、酸化鐵について委しくは著者が發表せる Techn. Mitt. Krupp, A: Forsch-Ber. 2 (1939) S 47/58 に報告してあり添加劑 種類や量に

就ては Tech, Mitt, Krupp, A: Forsch Ber (1939) S 115/23 に委細出て居るからこれを御参照願ふ。試験材は 29 種で Ti 0.01% から 52.3% のもの迄熔製しこの内 12 種は約 1,600°C で鑄造し残りの 17 種は表面に多量の酸化膜が出来て鑄込めなかつた爲坩堝の中で凝固せしめた。坩堝中で凝固せしめたものの組成は熔製温度に無關係に大體平衡状態で凝固せしめる事が出来るわけで熔鐵中の酸化物の分離が終つても尙熔鐵中に多少の酸素が残留する。

第 1 圖は熔鐵中の酸素の溶解度と Ti 含有量の關係を示す。

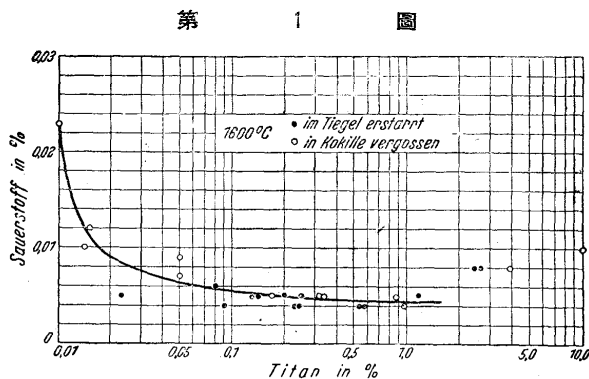


Bild 1. Sauerstofflöslichkeit von Eischmelzen in Abhängigkeit vom Titangehalt.

圖に示す如く 1,600°C から鑄造したものも爐中で凝固せしめたものも殆んど同様の結果を示し各點の中間を通して大體の平衡曲線を描いた。Ti の少い範圍に於ても含有酸素量の ±0.002% の正確度で定量出來た。

熔鐵中の Ti が 0.1% になると O<sub>2</sub> は約 0.005% に低下し Ti 1% 邊迄は O<sub>2</sub> の量は殆んど變化がなく Ti 2.5~4% では再び O<sub>2</sub> は 0.01% に高まる。第 1 圖には平衡曲線は Ti 10% 迄しか描いてないが Ti 1% 以上は正確な値を出すには試験の回数が餘り少ない爲省略した。Ti が 1% 以上の高含有量になると熔鋼中の酸素が再び高まる事は Fast, J. D. が Metall wirtsch 17 (1938) S 641/54 にも述べて居り純粹の Ti は多量の O<sub>2</sub> を溶解し得る事になる。

坩堝中で徐冷凝固せしめた試料中の非金属介在物は Ti 0.01~0.02% の低 Ti のものは圓形又は不定形をなし大きさも種々である。組織は大體 3 つの成分即ち灰色の等方性及び暗灰色の異方性の酸化物及び金屬鐵からなりこの灰色の等方性の部分が最初に結晶し暗灰色の部分と鮮灰色の部分とが地鐵と同時に共晶をつくつた事は明らかである。Ti の多いものでは暗灰色の部分が先づ析出分離し一部分角状で一部分圓型の結晶がみられ角状のものは針状又は鎗状をなして居る。これ等の組織成分は偏光ニコルを通してみれば更に明瞭に知り得。これ等の介在物は結局はイルメナイト FeO·TiO<sub>2</sub> と見てよい。Ti の量が増すにつれ FeO·TiO<sub>2</sub> 介在物の量が減少し不定形の滴粒と鑲滓分が増加しこれ等の二成分は何れも異方性である。

Ti 0.2% 以上のものは表面が紫色になり強く複屈折する處の鑲滓分 Ti<sub>2</sub>O<sub>3</sub> が存在し一部分 Ti<sub>2</sub>O<sub>3</sub> の皮が出来る。斯かる鑲滓分が流動性があつて凝固したものか又は初めから燒結の様な状態で存在してゐたものかは材料の表面の研磨面からは推定し難いが組織からみれば燒結した様に思へる。

次に以上の試験結果を更に委しく検討する爲に第 2 圖に Fe·FeO·Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>、TiO<sub>2</sub>·Ti<sub>2</sub>O<sub>3</sub>·Fe<sub>2</sub>Ti の理想状態圖を示した。

Fe·Ti 二元系に於ては今迄は Fe·Fe<sub>2</sub>Ti の部分しか知られて居らず Fe と Fe<sub>2</sub>Ti は圖中 l<sub>2</sub> に於て共晶をつくる。TiO<sub>2</sub> 系については Ehrlich, P: Z. Elektrochem. 45 (1939) S 362/70 に詳しく

第 2 圖

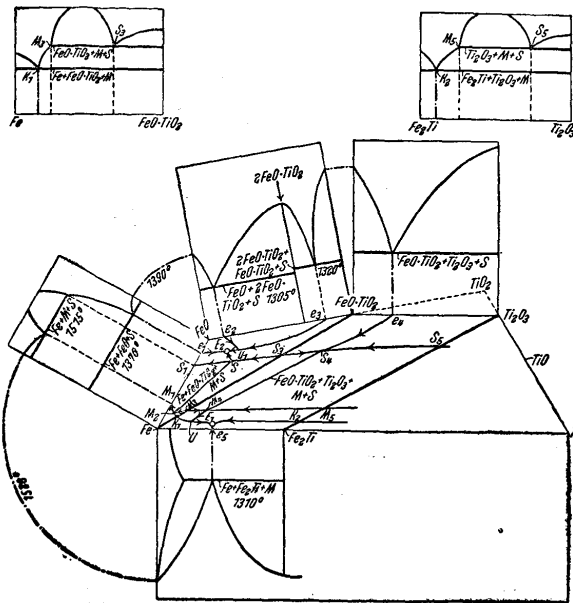


Bild 13. Entwurf eines Idealschaubildes des Systems Fe-FeO-Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-TiO<sub>2</sub>-Ti<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-Fe-Ti.

發表がある。氏の説に依ると次に示す 3 種の酸化物が存在する。1. Ti<sub>2</sub>O<sub>3</sub> これはルチルの様な正方晶系の結晶で白色の Ti<sub>2</sub>O<sub>3</sub> にある程度の溶解度を有し暗青色から鋼の様な青味を呈する様になる。2. TiO<sub>2</sub> 鋼玉の様な六方晶系の結晶で暗紫色を呈する。3. TiO 食鹽の様な六面體の結晶で明るい青銅色を呈する。この酸化物は金屬鐵と平衡状態に存在する。著者の試験ではこれ等の酸化物の内紫色の異方性の Ti<sub>2</sub>O<sub>3</sub> が Ti 0.2% から Ti 52.3% の範圍で見られただけであつた。この酸化物の熔融點は此迄知られて居らぬが著者の介在物の試験に於て Ti<sub>2</sub>O<sub>3</sub> の結晶として分離した處からみて恐らく鐵の熔融點以上 1,600°C 以上かと推定される六面體の TiO は金屬チタンの中にも多少含有され高 Ti の Fe·Ti 合金にも現れる。FeO·TiO<sub>2</sub> 系は極く最近 J. Grieve u. White が研究發表してゐる。氏は化合物 2 FeO·TiO<sub>2</sub> 及び FeO·Ti<sub>2</sub>O<sub>3</sub> は何れも鑲物學上から明かに決定して居り 2 FeO·TiO<sub>2</sub> の熔融點は 1,470°C で FeO·TiO<sub>2</sub> も約 1,470°C であると云つて居るが TiO<sub>2</sub> のみの熔融點は決定出來なかつた。更に次の 3 種の共晶を決定した。1. FeO-2FeO·TiO<sub>2</sub> TiO<sub>2</sub> 5% 共晶溫度 1,305°C (l<sub>2</sub>)、2. FeO·TiO<sub>2</sub>-FeO·Ti<sub>2</sub>O<sub>3</sub> TiO<sub>2</sub> 42% 共晶溫度 1,320°C (l<sub>3</sub>)、3. FeO·TiO<sub>2</sub>-TiO<sub>2</sub> TiO<sub>2</sub> 68% 共晶溫度 1,330°C、低 Ti の場合は初晶或は Ti<sub>2</sub>O<sub>3</sub> と共に共晶として出るが高 Ti の場合は FeO と結び合ひ所謂イルメナイトとして出る。2FeO·TiO<sub>2</sub> は從て熔融點が 1,470°C で熔鐵中では滴粒として存在するわけであるが著者の試験では極く一部分だけこの組織が著れたので未だ完全にこれを容認し得ない。次に FeO-FeO·TiO<sub>2</sub> FeO·TiO<sub>2</sub>-Ti<sub>2</sub>O<sub>3</sub> の二系については今迄未だ知られて居らず著者の試験によると第 2 圖に示した l<sub>4</sub> なる共晶點が存在する事がわかつた。又各二元系を切つて透視すると鐵側に於て Fe-FeO·TiO<sub>2</sub>、他の側に於て Fe<sub>2</sub>Ti-Ti<sub>2</sub>O<sub>3</sub> の線が描ける。而してこの二つの間隙の中で熔融状態に M<sub>3</sub>S<sub>2</sub> から M<sub>5</sub>S<sub>2</sub> 固態に共晶 K<sub>1</sub> 及 K<sub>2</sub> がある事になる。

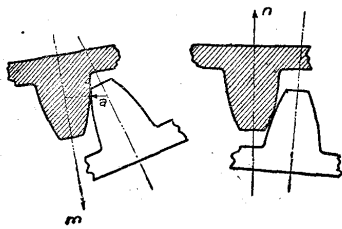
Ti 約 0.01% の M<sub>3</sub> 點より Ti の少い熔鋼は M<sub>1</sub>M<sub>2</sub>S<sub>1</sub>S<sub>2</sub> の範圍内にある FeO·TiO<sub>2</sub> の熔滓と平衡状態にありこの FeO·TiO<sub>2</sub> 熔滓又は滴粒介在物は M<sub>1</sub>M<sub>2</sub> に沿ひて凝固せる鐵と共に冷却し S<sub>1</sub> l<sub>1</sub> E<sub>2</sub> S<sub>2</sub> の面で凝固を初め l<sub>1</sub> E<sub>2</sub> 線に沿ひて温度が低下し遂に Fe, FeO, FeO·TiO<sub>2</sub> の三元共晶點 E<sub>2</sub> に來り全部凝固を終る。

M<sub>2</sub> 點より Ti の多い場合は先づ熔融せる介在物が分離し次に鑛滓が分離しその組成は M<sub>2</sub> M<sub>3</sub> M<sub>4</sub> S<sub>1</sub> S<sub>2</sub> S<sub>3</sub> の範囲内にあり温度が下り K<sub>1</sub> M<sub>2</sub> M<sub>3</sub> M<sub>4</sub> U 面に至りて FeO·TiO<sub>2</sub> の初晶の凝固が終り M<sub>2</sub> K<sub>1</sub> U に沿ひ共晶を終る。圖に示す如く M<sub>2</sub> K<sub>1</sub> U 線は K<sub>1</sub> に於て最大値をとつて居り K<sub>1</sub> 以上は U の方へ K<sub>1</sub> 以下は M<sub>2</sub> の方向へ進む。M<sub>2</sub> では未だ S<sub>2</sub> の組成の熔融酸化物が出来る。

U 點は M<sub>4</sub> から来る共晶線が交る點で四相の共存して反應するところで即ち U+FeO·TiO<sub>2</sub>=Fe+Ti<sub>2</sub>O<sub>3</sub> が起る。三元共晶 E<sub>1</sub> で反應が終る。熔鋼中の Ti の含有量が更に高くなると Ti 介在物の熔融點が更に低下し Ti 約 0.2% で最低に達する。Ti 0.2% の熔鋼が冷却される場合は初晶面 K<sub>1</sub> M<sub>3</sub> M<sub>4</sub> U で初晶が起ると共に FeO·TiO<sub>2</sub> の結晶が現れるが著者の試験ではこの量が極く僅かであつた爲決定出来なかつた。FeO·TiO<sub>2</sub> の結晶が進むにつれ M<sub>4</sub> U に沿ひて FeO·TiO<sub>2</sub> と Ti<sub>2</sub>O<sub>3</sub> の結晶が同時に起る。第 2 圖に依ると熔鋼中の Ti 量が増加すると Ti<sub>2</sub>O<sub>3</sub> の量がまし鑛滓の熔融點が次第に上昇を來しかゝる範囲のものは M<sub>3</sub> M<sub>4</sub> U E<sub>1</sub> K<sub>2</sub> 面で Ti<sub>2</sub>O<sub>3</sub> を先づ析出し次に Fe と Ti<sub>2</sub>O<sub>3</sub> の共晶が起ってくる。Ti 0.2~0.3% の範囲の總ての Ti-Fe 合金は何れも Fe (E<sub>1</sub> 迄) と Fe<sub>2</sub>Ti (E<sub>1</sub> から K<sub>2</sub> 迄) が同時に凝固し Ti<sub>2</sub>O<sub>3</sub> が共晶線 U E<sub>1</sub> K<sub>2</sub> に沿ひて共に凝固する。Fe-Ti-Ti<sub>2</sub>O<sub>3</sub> の範囲について未だ全く發表がない。Körber 及び著者の試験からみて Ti は脱酸力に於て Si と Al の中間に位する事が明瞭で Ti は僅か 0.02% で熔鋼中の酸素は極めて低下し Si の約 0.2% に匹敵し試験の結果から事實この程度の Ti で充分熔湯を鎮靜出来る事がわかつた。(K)

**大型鑄鋼齒車の齒形點蝕に就て** (Avis, J. L. Metal Progress, Jan. 1939, Page 59-61) 大型鑄鋼齒車に屢々見出される點蝕は腐蝕の一形態である如く、製造業者及使用者に一般的印象を與へてゐる様であるが、正しく設計及熱處理されて、潤滑油の長き條件の下に使用される小形合金鋼鍛造齒車では我々は殆んど點蝕を見出さないのである。本文は小形齒車には觸れず、直徑 3~6ft にも及ぶ大型齒車一電氣製鋼鑄造所で度々鑄込まれる一に就て述べてある。著者は直徑 5ft の herring 齒車を研究した。齒面は廣さ 5" で斷面は附圖の如きものである。齒形の兩面に沿て圓形、楕圓形、不規則な形狀及線狀の凹みを發生してゐたが、ある製作者は scuffing による點蝕であると言ふ。圖に於て左側は受動齒車に入らんとする驅動齒車を示す。最初に接觸する a 點から、運動は兩方の齒車のピッチ圓が切線になる迄 m 方向に起る。相對的運動は右圖に示す如くである。かゝる運動は相當の壓力と摩擦を伴ふものである。柔軟な鋼は其の伸張性によつて極めて容易に粘性變形を起すものであるが、可成硬い鋼でも荷重が充分かゝると相當の變形をなす。これは例へばタガネの鋸打端の形狀を見ても解る。粘性變形によつて惹起される結果を考ふるに、金屬は結晶粒の集合であるから荷重に對する反作用を分析することはむづかしい。若し彈性限に近く而もこれを越えない荷重を加へるときは結晶粒間に小移動が起るが外力を去ると元の状態に歸る。然し外力が彈性限を超えると移動は更に進行して結晶は剪斷され、あるものは他を押除けて新位置へ移行し、外力を取去ても永久歪として變形が残留するのである。かゝる強き内力を繰返して生ぜしめること即ち特に嚙合 2 個の齒車間の如きには粘性變形による金屬の流動が起るのである。粘性變形は加工硬化を伴ふ、過荷重の爲に結晶群が押切られると破壊を起すのであるから激しい粘性變形は結局の破斷へ導くわけである。もし荷重の方向が交互に變化する場合には容易に破壊される。これは前圖に示された齒車の嚙合の如き場合に起る。新しく切削された齒車はその齒形の全長に亘て正しい嚙合ひをしないのが一般である。その原因には機械加工による誤差、鑄造中に起つた内力、軸承の取付誤差等がある。此の爲僅少な面積で接觸することになり、荷重は反復されるから局部的に疲勞

第 3 圖



を起して脆性を増加し結晶粒は油中に落ちる。逆に齒形が其の全長に亘て正しく嚙合ひ、外力が一様に分布され、内力が彈性限以下の場合には粘性變形は起らないから點蝕は消滅する譯である。使用に供せられる燒鈍鑄物の一般組織は標準化されて居り、少量の不純物がフェライト粒に取圍まれてゐる。これが電極になる可能性は充分あるが、本文の目的とする所の點蝕と關係があるか否かは明かでない。この點蝕を改善する爲には粘性變形を起させない様に彈性限を上昇させる必要がある、これには調質が必要であるが、小工場では一般に此の設備の無い所が多い。此の問題を解決する爲には 0.45% C, 0.5% Mo 鋼を充分燒鈍すれば良い。本文は科學的根據の薄いものであるが限られた設備で大型齒車を鑄造製作する人々の參考になれば良いと考へる。(I. K.)

**鑄鐵凝固の際の黒鉛の晶出** (Heinrich Hanemann und Angelica Schrader, Archiv für Eisenhüttenwesen, August, 1939, 85.) 20 世紀の最初の 10 年間、鑄鐵は常に白鉄として凝固し、黒鉛は固體状態に於て始めてセメントイトから生成されると考へられて居た。これに對し  $Fe_3C=3Fe+C$  (1) なる化學式が與へられて居り、セメントイトの分解の際は、純鐵でなくて飽和固溶體が生ずるといふ事は明らかにされて居ない。

高温に於ける鑄鐵中のセメントイトが黒鉛に變化する際の正しい式は  $\gamma+Fe_3C=\gamma+C$  (2) と思はれる。上記式 (1) の考へ方は餘り簡單で、顯微鏡組織の觀察によつて、灰鉄中の地鐵が黒鉛の附近に存在するので、斯く考へたものと思はれる。特に黒鉛が微細に分布される時、その附近に生じた地鐵と黒鉛とが關係ある様と思ふのであつて、この地鐵が式 (1) に於ける 3Fe である。

この考へ方は、地鐵が黒鉛共析 (Graphiteeutectoids) の成分として A<sub>1</sub> 變態に於て始めて生ずる事が示されて以來、間違てゐる事が證明されて居る。凝固直後焼入した試料には地鐵は生じなくて、黒鉛を含むオーステナイト又はマルテンサイトののみが現はれる。この事實は、Si 1.53~2.4% 及び 2.80% 含む灰鉄の試料を凝固後直ちに焼入する事によつても亦證明された。

オーステナイト黒鉛共晶が融液から直接晶出すると云ふ事は過共晶成分のもの組織に存在する。初晶黒鉛は細かい共晶黒鉛とともに融液から生じた事を示すもので、これを否定する何等の證明が存在しない事から判る。過共晶合金で融液から黒鉛が直接晶出して居る事は肉眼に依つても明らかに觀察する事が出来る。R. Ruer 及び F. Goerens は熱分析に依つて Fe-黒鉛系なれば温度高く、セメントイトならば低い事を示した。

Piwowarsky は 2~3 の灰鉄を、熔解し始めて焼入し、その組織から共晶黒鉛は融液から生成される事の正當なるを觀察した。その後、Fe-C 二重状態圖の理論が正しいものと考へられた。この状態圖は從來の總ての鑄鐵の組織觀察の證明に充分である。

多くの今日迄研究された、あらゆる種類の共晶合金から共晶の形は共析合金と同様に冷却速度によつて、その形、大きさを異にする事を知て居る。地鐵とセメントイトから成る共析の種々の形から成る焼入トルスタイト、細長いパーライト、層狀パーライト及び粒狀パーライト等を思ひ出す様に共晶黒鉛の形も多種多様である。人人が昔、焼入トルスタイトとパーライトを異なる相と考へた様に、黒鉛共晶に於てもその相異性を考へさせられる。

- 共晶黒鉛は例へば次の形で現はれる。
- 1) 細鱗狀共晶 黒鉛鱗の大きさが時として 1μ より小さい。(生成條件、過冷、核の免除、急速な冷却)
  - 2) 粗共晶 所謂巢狀黒鉛 黒鉛の大きさが 1cm 或はそれ以上。(生成條件、徐冷、核の作用、鐵酸化物の作用)
  - 3) 變質せる共晶 共晶固溶體が初晶として晶出し、黒鉛は共晶の残れる成分として樹枝晶の間に横はつて居る。(生成條件、亞共晶組成、餘り早い冷却でない場合)
- 以上の如き、共晶黒鉛の形態の多種性は決して珍らしいものでなく黒鉛共晶に獨特のものでない。例へば Al 合金の場合にも亦見出される。(高瀬)